

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение

высшего образования

«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ

УНИВЕРСИТЕТ «МИСиС»

На правах рукописи



КОНДАКОВ МИХАИЛ НИКОЛАЕВИЧ

ОМИЧЕСКИЕ КОНТАКТЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ МЕТАЛЛИЗАЦИИ Mo/Al/Mo/Au  
К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>

Специальность:

05.27.06 – Технология и оборудование для производства полупроводников, материалов и  
приборов электронной техники

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:

к.ф.-м.н.

Диденко С.И.

Москва, 2019

## СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА I. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ.....	12
1.1 Омические контакты к GaN и гетероструктурам AlGaN/GaN.....	12
1.2 Механизмы токопереноса в омических контактах к GaN и гетероструктурам AlGaN/GaN.....	18
1.3 Омические контакты на основе Ti и Al.....	27
1.3.1 Омические контакты на основе Al.....	27
1.3.2 Омические контакты на основе Ti.....	29
1.3.3 Омические контакты на основе системы металлизации Ti/Al.....	32
1.3.4 Омические контакты на основе системы металлизации типа Ti/Al/x/Au.....	38
1.3.4.1 Система металлизации Ti/Al/Ni/Au.....	38
1.3.4.2 Система металлизации Ti/Al/Mo/Au.....	46
1.4 Омические контакты на основе других систем металлизаций.....	50
1.4.1 Омические контакты на основе Cr.....	50
1.4.2 Омические контакты на основе Hf.....	50
1.4.3 Омические контакты на основе V.....	50
1.4.4 Омические контакты на основе Ta.....	55
1.4.5 Омические контакты на основе Mo.....	58
1.5 Способы улучшения параметров омических контактов.....	60
1.5.1 Доразращивание $n^+$ -слоев в подконтактные области.....	60
1.5.2 Ионная имплантация Si в подконтактные области.....	63
1.5.3 Напыление дополнительного слоя Si.....	66
1.5.4 Плазменная обработка подконтактных областей.....	71
1.5.5 Термическая обработка перед напылением металлизации.....	76
1.6 Выводы по литературному обзору и постановка задач исследования.....	76
ГЛАВА II. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ....	79
2.1 Технология изготовления экспериментальных образцов омических контактов.....	79

2.2	Метод измерения контактного сопротивления .....	81
2.2.1	Метод длинной линии .....	81
2.2.2	Определение значение слоевого сопротивления полупроводника под контактом .....	82
2.2.2.1	Метод “раздельного вольт-амперного измерения” (SCVM) .....	84
2.2.2.2	Метод “измерения дополнительного сопротивления” (ERM) .....	85
2.2.2.3	Новый подход к определению $R_{sk}$ .....	85
2.2.3	Сравнение методов определения $R_{sk}$ .....	88
2.2.4	Тестовые TLM-структуры .....	93
2.3	Методы исследования микроструктуры и морфологии контактов .....	94
2.3.1	Растровая электронная микроскопия .....	94
2.3.2	Просвечивающая электронная микроскопия .....	95
2.3.3	Энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия .....	95
2.3.4	Атомно-силовая микроскопия .....	96
2.3.5	Рентгеновская дифрактометрия .....	96
2.3.6	Электронная Оже-спектроскопия .....	97
2.4	Выводы .....	98
 ГЛАВА III. ОТРАБОТКА ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМИРОВАНИЯ ОМИЧЕСКОГО КОНТАКТА НА ОСНОВЕ Mo/Al/Mo/Au К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGaN/GaN .....		
3.1	Выбор оптимального режима отжига контактов .....	99
3.2	Выбор оптимального соотношения толщин слоев металлизации Mo/Al/Mo/Au .....	100
3.3	Исследование фазового состава контактов на основе Mo/Al/Mo/Au в зависимости от соотношения толщин слоев металлов .....	103
3.4	Сравнение со стандартной системой Ti/Al/Ni/Au .....	106
3.5	Испытание на термостабильность .....	106
3.6	Влияние изменения общей толщины металлизации на параметры омического контакта на основе Mo/Al/Mo/Au .....	107
3.6.1	Электрофизические параметры .....	108

3.6.2 Морфология поверхности.....	111
3.6.3 Параметры шероховатости.....	116
3.6.4. Фазовый состав.....	120
3.7 Обсуждение.....	123
ГЛАВА IV. ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОМИЧЕСКИХ КОНТАКТАХ НА ОСНОВЕ Mo/Al/Mo/Au К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGaIn/GaN.....	
4.1 Эксперимент.....	126
4.2 Электрические характеристики экспериментальных образцов.....	126
4.3 Морфология контактов.....	128
4.4 Микроструктура контактов.....	131
4.4.1. Электронная Оже-спектроскопия.....	131
4.4.2. Просвечивающая электронная микроскопия и энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия.....	134
4.4.3. Рентгеновская дифрактометрия.....	141
4.5 Системы Mo/Al/Mo/x.....	143
4.6 Обсуждение.....	147
ГЛАВА V. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ТОКОПЕРЕНОСА В ОМИЧЕСКОМ КОНТАКТЕ НА ОСНОВЕ Mo/Al/Mo/Au К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGaIn/GaN.....	
5.1 Эксперимент.....	149
5.2 Зависимость электрических параметров от температуры отжига.....	149
5.3 Зависимость слоевого сопротивления под контактами от температуры окружающей среды.....	151
5.4 Определение механизма токопередачи омических контактов.....	155
5.4 Обсуждение.....	159
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	160
БЛАГОДАРНОСТИ.....	162
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	163
ПРИЛОЖЕНИЕ 1.....	179
ПРИЛОЖЕНИЕ 2.....	181

## ВВЕДЕНИЕ

### Актуальность темы

На сегодняшний день материалы и гетероструктуры на основе GaN благодаря их уникальным свойствам, таким как большая ширина запрещенной зоны, высокие пробивные поля, высокая дрейфовая скорость насыщения электронов и хорошая теплопроводность широко используются в оптоэлектронике, силовой и высокомошной СВЧ электронике. В частности, гетероструктуры AlGaN/GaN из-за наличия двумерного электронного газа (ДЭГ) с высокой слоевой концентрацией электронов, индуцированного на границе раздела вследствие присутствия спонтанной и пьезоэлектрической поляризации, активно используются для изготовления транзисторов с высокой подвижностью электронов (HEMT – high electron mobility transistor). Однако до сих пор существует ряд технологических проблем, ограничивающих характеристики данных приборов, одной из которых является получение термостабильного низкоомного омического контакта с хорошей морфологией.

Изготовление омических контактов к гетероструктурам AlGaN/GaN представляет существенные трудности прежде всего из-за наличия широкозонного барьерного слоя AlGaN. В первую очередь, это связано с тем, что уровень Ферми не закреплен на поверхности AlGaN из-за низкой концентрации поверхностных состояний, а также с низким сродством к электрону AlN (0.6 эВ), что соответственно приводит к низким в сравнении с GaN значениям сродства к электрону для твердых растворов GaN-AlN [1]. По данным работы [2] сродство к электрону для n-Al<sub>0.25</sub>Ga<sub>0.75</sub>N в направлении (0001) составляет всего 2.5 эВ.

На сегодняшний день, широко используемой и, соответственно, наиболее изученной системой металлизации является Ti/Al/Ni/Au и ее различные вариации. Использование данной системы не удовлетворяет совокупности требований, предъявляемых к омическим контактам, в основном из-за плохой морфологии поверхности и кромки контактов. Эта проблема решается двумя путями: формированием невжигаемых контактов и сплавных контактов с использованием тугоплавких металлов в качестве барьерного слоя. В первом случае, используются технологии доразривания сильнолегированных слоев полупроводника или ионной имплантации Si в подконтактные области для улучшения характеристик омических контактов. Несмотря на некоторые преимущества, например при разработке транзисторов более высокочастотных диапазонов, данный подход приводит к существенному усложнению технологии и увеличению технологических операций при

изготовлении приборов. Технология формирования сплавных омических контактов – напыление металлизации с последующим термическим отжигом – существенно проще: возможность формирования контакта в одной операции взрывной фотолиграфии выглядит более выигрышно с технологической точки зрения. Однако, данный подход также имеет ряд трудностей: отработка режимов формирования сводится к оптимизации состава и толщины слоев металлов и режима отжига. Кроме систем на основе Ti/Al/M/Au (где M – это тугоплавкие металлы Ti, Mo, V и др.) на сегодняшний день исследовано множество систем металлизаций на основе Cr, Hf, V, Ta, Mo и др. [3, 4, 5, 6, 7]. Одной из наиболее интересных из них является система Mo/Al/Mo/Au. В работах [8, 9] показано, что на основе данной системы металлизации возможно получать омические контакты с сопротивлением не хуже, чем у стандартных систем Ti/Al/(Ni, Ti)/Au, относительно гладкую морфологию поверхности, а также высокую термическую стабильность. Ее основными преимуществами являются широкий диапазон температур отжига (700–900°C), тогда как для стандартных омических контактов на основе Ti/Al/x/Au он уже – от 750 до 850 °C, а также возможность получения омического контакта при более низких температурах (500°C) при использовании предварительной плазмохимической обработки [8].

Однако, на сегодняшний день, работы по исследованию особенностей формирования контактов на основе Mo/Al/Mo/Au в периодической литературе практически отсутствуют. Работы, направленные на изучение механизма формирования данного контакта к гетероструктурам AlGa<sub>x</sub>N/GaN с нелегированным барьерным слоем не проводились, между тем данные представления необходимы для понимания дальнейших путей оптимизации контакта.

Объектом исследования диссертационной работы являются омические контакты на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGa<sub>x</sub>N/GaN.

### **Цель работы**

Целью настоящей работы является разработка технологии создания омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN, исследование фазовых превращений, происходящих в процессе термического отжига, и механизма токопереноса через контакт для понимания путей дальнейшей оптимизации технологии формирования.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Обзор современного состояния в области создания омических контактов к гетероструктурам Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN.

2. Разработка и оптимизация технологии формирования низкоомных омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ : определение оптимального температурно-временного режима отжига и оптимального соотношения толщин слоев металлов для достижения требуемых электрических параметров и морфологии поверхности контакта.

3. Оптимизация технологии создания омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  с целью формирования в одной технологической операции с ними знаков совмещения для электронно-лучевой литографии и улучшения их захвата.

4. Исследование морфологии, микроструктуры и особенностей формирования омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ .

5. Сравнение различных методов определения слоевого сопротивления полупроводника под омическим контактом и выбор оптимального метода для измерения параметров омических контактов к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ . Исследование зависимости слоевого сопротивления ДЭГ под омическим контактом от температуры и её сравнение с аналогичной зависимостью для слоевого сопротивления ДЭГ вне контакта.

6. Измерение зависимостей переходного контактного сопротивления в диапазоне температур 300 – 473 К для омических контактов на основе системы Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ , сформированных при различных температурах отжига.

7. Исследование механизма токопереноса в омических контактах на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ , сформированных при различных температурах отжига, в диапазоне температур 300 – 473 К.

### **Научная новизна работы**

1) Найдено оптимальное соотношение толщин слоев системы металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм) и подобран оптимальный температурно-временной режим отжига омических контактов к нелегированным гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  на основе этой системы, что позволило получать контакты с переходным контактным сопротивлением до  $4.7 \cdot 10^{-7}$  Ом·см<sup>2</sup> (контактное сопротивление 0.14 Ом·мм), гладкой морфологией поверхности и ровной кромкой контакта.

2) Впервые показано, что при изменении общей толщины металлизации Mo/Al/Mo/Au с сохранением соотношения толщин слоев металлов (1x/5x/5.5x/5x) сохраняется величина минимального переходного контактного сопротивления; с увеличением толщин слоев металлов наблюдается уменьшение минимальной температуры

отжига, необходимой для получения минимального контактного сопротивления. Наиболее широкий диапазон температур отжига – от 700 до 900 °С – наблюдался для исходной системы Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм).

3) Впервые исследована микроструктура омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ , изготовленных при различных температурах отжига. Показано, что наличие слоя Au играет определяющую роль при формировании омического контакта.

4) Впервые установлено, что при использовании в качестве верхнего слоя в системе металлизации Mo/Al/Mo/x металлов подгруппы меди (Cu, Ag, Au) с увеличением их атомного номера наблюдается существенное улучшение контактного сопротивления, вместе с тем контакты, изготовленные с использованием металлов соседней подгруппы никеля (Ni, Pd, Pt) демонстрируют сильно нелинейные вольт-амперные характеристики вне зависимости от атомного номера металла.

5) Впервые проведено сравнение методов измерения слоевого сопротивления ДЭГ под омическим контактом к гетероструктуре  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  и предложен оптимальный подход для решения данной задачи. Показано, что для неплавляемых контактов на основе Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au слоевое сопротивление ДЭГ под контактами незначительно отличается слоевого сопротивления гетероструктуры вне контактных площадок (не более чем на 10%).

6) Впервые исследован механизм токопереноса через омический контакт на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  и проведено сравнение полученных результатов с контактом на основе системы Ti/Al/Mo/Au. Экспериментально получены и теоретически объяснены температурные зависимости переходного контактного сопротивления в диапазоне температур 300 – 473 К для контактов, полученных при различных температурах отжига. Полученные результаты позволили сделать вывод о термополевой природе токопереноса.

### **Практическая значимость**

1) Разработана технология формирования омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм) к нелегированным гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ , позволяющая получать значение контактного сопротивления на уровне 0.14 – 0.20 Ом·мм и приемлемую морфологию поверхности контакта.

2) Отработаны и рекомендованы технологические режимы: обработки поверхности  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ , напыления металлических пленок (методами магнетронного, термического и электронно-лучевого испарения), быстрого термического отжига.

3) Морфология омического контакта на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм) к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  позволила использовать его металлизацию для формирования знаков совмещения при проведении процессов электронной литографии.

### **Методология и методы исследования**

Для контроля контактных сопротивлений образцов использовался метод длинной линии (TLM – transmission line method). Толщины слоев металлов контролировались методом стилусной профилометрии. Исследования микроструктуры и морфологии контакта проводились методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии, рентгеновской дифрактометрии, электронной Оже-спектроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии.

### **Основные положения, выносимые на защиту**

1) Система металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм), отожженная в атмосфере азота в течение 30 с при температуре в диапазоне 700 – 850 °С, обеспечивает к нелегированным гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  термостабильный омический контакт, имеющий приемлемую морфологию поверхности и величину контактного сопротивления на уровне 0.14 – 0.20 Ом·мм.

2) Для омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  при увеличении общей толщины металлизации с сохранением соотношения толщин слоев металлов (1x/5x/5.5x/5x) сохраняется значение минимального контактного сопротивления и наблюдается уменьшение минимальной температуры отжига, необходимой для получения минимального контактного сопротивления.

3) Особенности фазовых превращений в омических контактах на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ , происходящих во время высокотемпературного отжига при различных температурах, отличающиеся от превращений в системах металлизации Ti/Al/x/Au отсутствием нитридных фаз (MoN, AlN), образованием фаз  $AlMo_3$ ,  $Al_{3+x}Mo_{1-x}$  и  $GaMo_3$ , что согласуется с получением омических характеристик контактов, причем, при отсутствии слоя Au данная картина не наблюдается.

4) При использовании в качестве верхнего слоя в системе металлизации Mo/Al/Mo/x металлов подгруппы меди (Cu, Ag, Au) с увеличением их атомного номера наблюдается существенное улучшение контактного сопротивления, вместе с тем контакты, изготовленные с использованием металлов соседней подгруппы никеля (Ni, Pd, Pt),

демонстрируют сильно нелинейные вольт-амперные характеристики вне зависимости от атомного номера металла.

5) Подход к измерению слоевого сопротивления ДЭГ под омическим контактом к гетероструктуре  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ , основанный на совмещении измерений слоевого сопротивления металлизации, измерений слоевого сопротивления ДЭГ вне контакта методом TLM и измерений методом, основанном на определении сопротивления протеканию тока через набор полосковых омических контактов в зависимости от длины полосков, а также результаты сравнения данного подхода со стандартными методами, основанными на определении остаточного сопротивления.

6) Значение переходного контактного сопротивления омических контактов на основе системы металлизации  $\text{Mo}/\text{Al}/\text{Mo}/\text{Au}$  (10/50/55/50 нм) к гетероструктурам  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$  при повышении температуры от 300 до 473 К уменьшается, а его температурная зависимость описывается механизмом для термополевой эмиссии.

#### **Степень достоверности и апробация работы**

Достоверность результатов подтверждается использованием современного технологического, измерительного и исследовательского оборудования, современных методов исследований (XRD, AES, SEM, TEM, EDS); достаточной выборкой экспериментальных образцов и объёмом измерений; непротиворечивостью результатам проводившихся ранее исследований и современным представлениям физики контактов металл-полупроводник.

Основные результаты работы доложены на XIII научно-технической конференции специалистов «Твёрдотельная электроника. Сложные функциональные блоки РЭА» (Дубна, 2014 г., 2017 г.), Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия: структуры и приборы» (Санкт-Петербург, 2015 г., Москва, 2017 г.), Международной конференции «Микро- и нанoeлектроника – 2016» (ICMNE-2016) (Звенигород, 2016 г.).

#### **Внедрение результатов работы и связь с плановыми научными исследованиями:**

1) Результаты проведенной работы внедрены в АО «НПП «Пульсар» и используются при разработке СВЧ транзисторов с высокой подвижностью электронов на основе гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ , монолитных интегральных схем на их основе, СВЧ шумовых и переключаемых диодов на основе GaN.

2) Результаты работы частично использованы при выполнении проектов в рамках финансовой поддержки Министерства образования и науки РФ в рамках Государственного задания вузу № 3.2794.2017/4.6 и Соглашения о предоставлении Субсидии № 075-02-2018-

210 от 26.11.2018 г. (уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57818X0266) при отработке методик измерения параметров омических контактов к структурам ядерных детекторов на основе GaAs, GaN и алмаза.

### **Личный вклад автора**

Автору работы принадлежит основная роль в определении задач, постановке и проведении экспериментов и измерений, анализе и обработке данных. Результаты обсуждались совместно с научным руководителем диссертационной работы и соавторами публикаций, выводы и положения, выносимые на защиту были сформулированы автором.

### **Публикации**

Основные результаты диссертации опубликованы в 11 печатных работах, в том числе 5 работ опубликованы в журналах, входящих в перечень ВАК (2 работы входят в Scopus). Получено свидетельство о государственной регистрации топологии интегральной схемы.

### **Структура и объем диссертации**

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка литературы и приложений. Объем работы составляет 182 страницы машинописного текста, включая 90 рисунков, 21 таблицу и список литературы из 172 наименований.

## ГЛАВА I. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

### 1.1 Омические контакты к GaN и гетероструктурам AlGaIn/GaN

Нитрид галлия (GaN) – широкозонный полупроводниковый материал ( $E_g=3.4$  эВ) с высокими пробивными полями (2 – 4 МВ/см), высокой дрейфовой скоростью насыщения электронов (порядка  $2.5 \cdot 10^7$  см/с) и хорошей теплопроводностью. Благодаря наличию пьезоэлектрической и спонтанной поляризации в гетероструктурах AlGaIn/GaN на границе раздела индуцируется двумерный электронный газ (ДЭГ) с высокими значениями слоевой концентрации (порядка  $10^{13}$  см<sup>-2</sup>) и подвижности электронов (1100 – 2000 см<sup>2</sup>/(В·с)). Это обусловило широкое применение GaN и гетероструктур AlGaIn/GaN в сверхвысокочастотной (СВЧ), высокомошной и высокотемпературной электронике. Уникальные характеристики материала, а также возможность непрерывного изменения состава твердых растворов AlInGaIn позволило использовать их для создания оптоэлектронных приборов, работающих в зеленой, синей и ультрафиолетовой областях спектра.

Выращивание слоев GaN в основном производится методами газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (MOCVD – metalorganic chemical vapour deposition) и молекулярно-пучковой эпитаксии (MBE – molecular beam epitaxy). В качестве подложек обычно используются Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC и Si, при этом типичная плотность проникающих дислокаций составляет порядка  $10^7 - 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. При изготовлении мощных приборов используются подложки из SiC, которые обладают высокой теплопроводностью. Выращивание GaN на подложках из Si является выгодным с точки зрения снижения стоимости (диаметр до 200 мм) и интеграции с кремниевой электроникой. Подложки из GaN кроме технологических сложностей получения, имеют худшую теплопроводность, чем подложки из SiC. Однако слои GaN, выращенные на собственной подложке имеют существенно меньшее количество дислокаций вплоть до  $10^4$  см<sup>-2</sup>. Таким образом, такие структуры предпочтительны при реализации концепции вертикальных приборов. Основные физические свойства материалов подложек для GaN представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Основные физические свойства подложек для GaN

Материал	Несоответствие постоянной решетки, %	Теплопроводность, Вт/см·К	КТР*, 10 <sup>-6</sup> /К	Ссылки
GaN	0	2.3	3.72	[10]
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	13 – 16	0.5	7.5	[11]
Si	17	1.5	2.4	[10]
6H SiC	3,1	4.9	4.5	[10]

<b>6Н<sub>n</sub>/н**SiC</b>	3,1	3.7	4.5	[10]
<b>Алмаз</b>	11.8	10 – 20	4.38	[12, 13]

\* коэффициент термического расширения; \*\* полуизолирующий.

Как уже упоминалось, из-за ионной природы связей в III-V нитридах плотность поверхностных состояний существенно меньше, чем, например, у GaAs, и вследствие этого уровень Ферми не закреплен на поверхности полупроводника. Следовательно, высота потенциального барьера в контактах металл-полупроводник должна по большей степени зависеть от работы выхода электронов из металла. Также на параметры контактов сильное влияние оказывает наличие собственных окислов и гидроксидов на поверхности GaN. Для их удаления обычно используется обработка в водных растворах плавиковой и соляной кислот и/или плазмохимическая обработка.

В работе [14] были исследованы контактные характеристики 17 различных металлов к n-GaN. Омические и близкие к омическому поведения вольт-амперных характеристик (ВАХ) были получены для Sc, Hf, Zr, Al, V, Ti, Cr, W и Mo (таблица 2). При этом следует отметить, что, как и следовало ожидать, наблюдалась зависимость высоты потенциального барьера от работы выхода электронов из металла. Наибольшее применение среди этих металлов при создании омических контактов получили Ti и Al. Однако из-за их высокой химической активности в дальнейшем стало целесообразнее использование многокомпонентных систем металлизаций с последующей термической обработкой.

Уменьшение высоты потенциального барьера между металлом и полупроводником также может наблюдаться вследствие образования различных интерметаллических фаз и соединений в процессе отжига контактов. Формирование омического контакта для системы металлизации на основе Ti и Si наблюдалось в [15], где было показано, что после высокотемпературного отжига происходит образование силицидов Ti, работа выхода электронов из которых (Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>: 3.69 – 3.73 эВ; TiSi: 3.94 – 3.99 эВ; TiSi<sub>2</sub>: 3.95 – 4.18 эВ) меньше сродства к электрону для GaN (4.10 – 4.26 эВ). В работе [16] было показано, что на основе двух металлов с большими значениями работ выхода электронов, а именно Ni и Au, можно получить низкоомный омический контакт. При напылении определенных толщин слоев системы Ni/Au и последующего термического отжига при 800°C в течение 10 с было обнаружено сплавление металлизации в полупроводник. В результате на границе раздела металл-полупроводник образовалось интерметаллическое соединение с низкой работой выхода электронов, что позволило уменьшить высоту потенциального барьера.

Таблица 2 – Контактные характеристики различных металлов к n-GaN с указанием работ выхода электронов из них [14]

Металл	Работа выхода электронов, эВ	Поведение ВАХ
Sc	3.50	омическое
Hf	3.90	омическое
Zr	4.05	омическое
Al	4.28	омическое
V	4.30	омическое
Nb	4.30	немного нелинейное
Ti	4.33	немного нелинейное
Cr	4.50	немного нелинейное
W	4.55	немного нелинейное
Mo	4.60	немного нелинейное
Ag	4.26	выпрямляющее
Cu	4.65	выпрямляющее
Co	5.00	выпрямляющее
Au	5.10	выпрямляющее
Pd	5.12	выпрямляющее
Ni	5.15	выпрямляющее
Pt	5.65	выпрямляющее

Другим способом формирования омических контактов является подлегирование приконтактного слоя полупроводника, что позволяет носителям заряда туннелировать сквозь потенциальный барьер в результате его утонения. Для n-GaN данный механизм токопереноса наблюдается при использовании систем металлизации на основе Ti. Во время термического отжига из-за высокой реактивной способности Ti на границе раздела образуется фаза TiN. Одновременно с этим в приконтактном слое полупроводника образуются вакансии N, которые, действуя как доноры, создают сильнолегированный слой n<sup>+</sup>-GaN. Следует отметить, что при этом, помимо утонения барьера, имеет место сужение запрещенной зоны и снижение влияния сил изображения, в результате чего происходит дополнительное понижение высоты потенциального барьера [16].

В [16] сообщается, что омический контакт должен иметь в качестве первого слоя металл, который после термического отжига создает барьерный слой, предотвращающий диффузию верхлежащих металлов, таких как, например, Au, предназначенных только для защиты от влияния окружающей среды и увеличения проводимости вдоль металлизации контакта. Также желательно, чтобы металл барьерного слоя имел низкую работу выхода электронов, высокую термостабильность и/или во время отжига также образовывал нитридные фазы, тем самым приводя к формированию вакансий N в приповерхностном слое полупроводника.

Известно [16], что основным термодинамическим критерием возможности протекания химической реакции является отрицательное изменение свободной энергии Гиббса  $\Delta G = \Delta H - T\Delta S$ , где  $-\Delta H$  и  $\Delta S$  – это изменения энтальпии и энтропии соответственно. Для многих контактов вклад  $\Delta S$  мал, поэтому по большей степени все определяется  $\Delta H$ . Так, например, у TiN энтальпия образования ( $-336$  кДж/моль) намного меньше, чем у GaN ( $-110.9$  кДж/моль), что говорит о возможности образования данной фазы даже без термического отжига. Значения энтальпии образования некоторых нитридов металлов представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Энтальпии образования некоторых нитридов металлов [16]

Соединение	ZrN	TiN	AlN	TaN
Энтальпия, кДж/моль	-365	-336	-318	-247

Омические контакты к гетероструктурам AlGa<sub>x</sub>N/GaN сложнее изготовить из-за большой ширины запрещенной зоны  $E_g$  Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N – при изменении значения  $x$  от 0 до 1  $E_g$  может иметь значения от 3.4 до 6.2 эВ, соответственно. Энтальпия формирования AlN ( $-318.1$  кДж/моль) намного меньше, чем у GaN, что говорит о том, что он химически более стабилен. В омических контактах к таким гетероструктурам помимо туннелирования носителей заряда сквозь потенциальный барьер (в результате образования вакансий N) и надбарьерного переноса (по причине снижения потенциального барьера) еще одним механизмом формирования может являться токоперенос по металлическим шунтам, образованным вдоль дислокаций и других структурных несовершенств полупроводника. Так, например, для омических контактов на основе Ti во время высокотемпературной термической обработки вдоль дислокаций наблюдалось образование областей сплавления TiN, которые приводят к прямой коротке контактной металлизации с двумерным электронным газом [17].

Как было показано в [18] кинетика химических реакций, происходящих на границе раздела во время термического отжига, характеризуется выражением:

$$x = \sqrt{kt}, \quad (1)$$

где,  $x$  – толщина слоя продуктов реакции,  $k = k_0 \exp(-E/k_B T_{ann})$  – постоянная реакции,  $k_0$  – постоянная,  $E$  – энергия активации процесса образования нитридных фаз,  $k_B$  – постоянная Больцмана,  $T_{ann}$  – температура отжига,  $t$  – длительность отжига. Для системы металлизации Ti/Al/Mo/Au было проведено сравнение постоянных реакций  $k$  для омических контактов к гетероструктурам AlGa<sub>x</sub>N/GaN и GaN. Для случая с AlGa<sub>x</sub>N/GaN значение  $k$  для процесса

образования «островков» TiN ( $7200 \text{ nm}^2/\text{мин}$ ) вдоль пронизывающих дислокаций было в 100 раз больше, чем для областей с тонкими слоями TiN, образованных на границе раздела металл-полупроводник ( $72 \text{ nm}^2/\text{мин}$ ). Для случая с GaN значение  $k$  составило  $288 \text{ nm}^2/\text{мин}$ . Таким образом, было продемонстрировано, что наличие Al в AlGaN подавляет реакцию Ti с полупроводником, однако, наличие дислокаций усиливает формирование TiN. Также, исходя из (1) вытекает вывод, что для различных  $T_{\text{ann}}$  можно подобрать определенные значения длительности отжига для получения одних и тех же значений  $x$  и, следовательно, контактного сопротивления. В работе [19] было показано, что для омических контактов на основе Ta/Ti/Al/Mo/Au значение  $k_0$  зависит от толщины слоя Al. А именно, при увеличении толщины слоя Al все большая его часть связывается с Ti, и, для компенсации этого процесса и повышения степени образования TiN во время термического отжига, становится необходимым увеличение  $T_{\text{ann}}$  или  $t$ .

Полярность выращенных слоев GaN и AlGaN также имеет сильное влияние на характеристики контактов металл-полупроводник. На поверхности GaN с Ga-полярностью (0001) индуцируются отрицательные заряды, вследствие чего вектор спонтанной поляризации направлен в сторону подложки. Обратная ситуация наблюдается в случае с N-полярностью (000 $\bar{1}$ ). Теоретические расчеты, проведенные в работе [20], показали, что слои с Ga-полярностью имеют на 3.4 эВ больший изгиб зон на поверхности, чем слои с N-полярностью. Однако в [21] измерения с помощью фотоэмиссионной спектроскопии выявили, что данная разница для слоев GaN, выращенных методом MOCVD на подложках сапфира, составляет 1.4 эВ. Несоответствие с теоретическим значением по предположению авторов связано с наличием окисла на поверхности GaN. Высоты барьеров Шоттки к GaN с Ga-полярностью также получаются больше по сравнению со структурами с N-полярностью [20, 21]. При этом следует отметить, что слои GaN с Ga-полярностью имеют более совершенную структуру и гладкую морфологию поверхности, а процесс выращивания нитридов с N-полярностью имеет определенные трудности и чаще всего на поверхности таких слоев имеются множество гексагонально-пирамидальных выступов [22].

Для омических контактов к n-GaN влияние полярности может существенно отличаться от случаев с выпрямляющими контактами. В [21] для отожженных омических контактов на основе Ti/Al/Ni/Au к GaN с Ga-полярностью значение переходного контактного сопротивления  $\rho_c$  оказалось на два порядка меньше, чем к GaN с N-полярностью. Исходя из этого, было предположено, что на границе раздела между GaN с Ga-полярностью и образовавшимся в результате отжига тонким слоем TiN и/или AlN

индуцируется ДЭГ (рисунок 1а). В случае GaN с N-полярностью из-за противоположного направления спонтанной поляризации ДЭГ индуцироваться не будет (рисунок 1б).

В случае со структурами для транзисторов с высокой подвижностью электронов (HEMT – high electron mobility transistor), в которых с помощью явлений спонтанной и пьезоэлектрической поляризации происходит создание ДЭГ, Ga-полярность должны иметь гетероструктуры AlGaN/GaN, а N-полярность – GaN/AlGaN. Следовательно, из-за меньшей ширины запрещенной зоны GaN по сравнению с AlGaN на гетероструктурах с N-полярностью омический контакт может получиться более низкоомным [23].

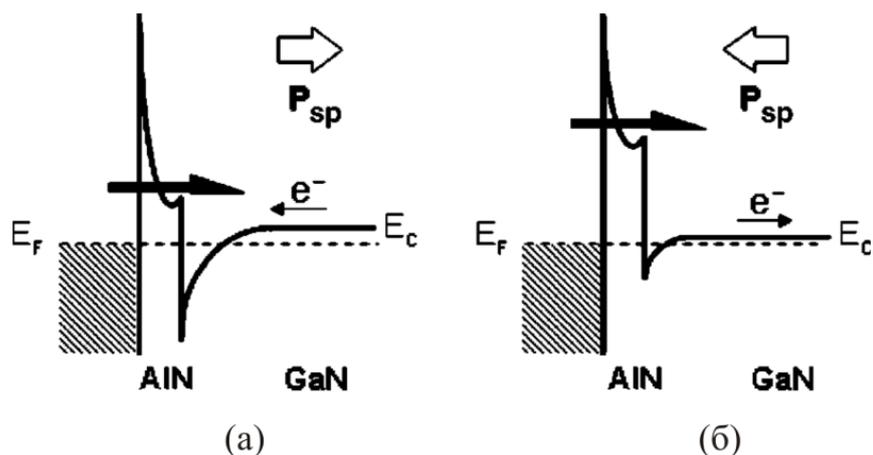


Рисунок 1 – Схематическая зонная диаграмма изгиба зон на границе раздела омического контакта Ti/Al/Ni/Au к GaN, отожженного при 700°C: Ga-полярность (а) и N-полярность (б) [21]

Помимо полярности выращенных слоев на значение контактного сопротивления омических контактов к AlGaN/GaN может влиять наличие промежуточного слоя AlN между AlGaN и GaN. Добавление этого слоя позволяет улучшить параметры ДЭГ, однако, одновременно с этим, из-за плохой воспроизводимости и неравномерности процесса роста наличие данного слоя может привести к ухудшению сопротивления омических контактов [24].

Таким образом, при изготовлении омических контактов к GaN и гетероструктурам AlGaN/GaN, особенно для многокомпонентных систем металлизаций, с последующей высокотемпературной обработкой, необходимо учитывать одновременно множество различных факторов:

- химические и физические свойства металлов;
- последовательность и толщины слоев металлов;
- температуру, длительность и условия термического отжига;
- условия и методы напыления металлизации;
- полярность поверхности полупроводника;

- наличие собственного окисла и различных загрязнений на поверхности полупроводника;
- конструкцию и качество эпитаксиальных структур и др.

## 1.2 Механизмы токопереноса в омических контактах к GaN и гетероструктурам AlGaN/GaN

Для омических контактов выделяют три основных механизма протекания тока – термоэлектронная, термополевая и полевая эмиссии [25]. Помимо этого, может иметь место механизм, характерный для сплавных омических контактов, – протекание тока по металлическим шунтам [1].

В качестве критерия механизма токопрохождения Страттоном и Падовани был введен следующий параметр [26]:

$$E_{00} = \frac{qh}{4\pi} \cdot \sqrt{\frac{N_d}{\epsilon_s \epsilon_0 m^*}}, \quad (2)$$

где,  $q$  – заряд электрона,  $h$  – постоянная Планка,  $N_d$  – концентрация ионизированных доноров в случае полупроводника  $n$ -типа,  $\epsilon_s$  – диэлектрическая проницаемость полупроводника,  $\epsilon_0$  – электрическая постоянная,  $m^* = 0.226 \cdot m_e$  (для GaN) – эффективная масса электрона,  $m_e$  – масса электрона. Параметр Страттона и Падовани является характеристической энергией, определяющей вероятность туннелирования, а соотношение  $E_{00}/kT$  является показателем преобладания термоэлектронной эмиссии по отношению к туннелированию, где  $T$  – температура окружающей среды. Как было показано в [27], термоэлектронная эмиссия доминирует при условии, что  $E_{00}/kT \leq 0.5$ , термополевая эмиссия – при  $0.5 < E_{00}/kT < 5$ , а полевая эмиссия – при  $E_{00}/kT \geq 5$ .

При термоэлектронной эмиссии электроны переходят границу раздела металл-полупроводник над потенциальным барьером. Данный механизм наблюдается при высоких  $T$  и низких концентрациях нескомпенсированных примесей  $N$ , а именно при условии  $kT \gg E_{00}$ . Согласно теории термоэлектронной эмиссии переходное контактное сопротивление омического контакта  $\rho_c$  определяется следующей формулой [25]:

$$\rho_c = \frac{k}{qA^*T} \exp\left(\frac{q\phi_b}{kT}\right), \quad (3)$$

где,  $A^* = (4\pi m^* q k^2)/h^3$  (для GaN  $26.64 \text{ A} \cdot \text{см}^{-2} \cdot \text{K}^{-2}$ ) – эффективная постоянная Ричардсона,  $\phi_b$  – высота потенциального барьера. Следовательно, при повышении  $T$  и уменьшении  $\phi_b$

значение  $\rho_c$  должно экспоненциально уменьшаться. При этом зависимость  $\rho_c \cdot T$  от  $1/T$  в полулогарифмическом масштабе должна быть линейной, а ее наклон и отсечка при  $1/T \rightarrow 0$  должны быть пропорциональны  $\varphi_b$  и  $A^*$ , соответственно.

При термополевой эмиссии электроны переходят границу раздела металл-полупроводник сквозь вершину потенциального барьера. Данный механизм проявляется при средних значениях  $T$  и  $N$ , а именно при условии  $kT \approx E_{00}$ . При термополевом механизме токопереноса значение  $\rho_c$  равно [25]:

$$\rho_c = \frac{1}{qA^*} \frac{k^2}{\sqrt{\pi(\varphi_b + E_n)E_{00}}} \cosh\left(\frac{E_{00}}{kT}\right) \sqrt{\coth\left(\frac{E_{00}}{kT}\right)} \exp\left(\frac{\varphi_b + E_n}{E_0} - \frac{E_n}{kT}\right) \propto \exp\left(\frac{\varphi_b}{E_0}\right), \quad (4)$$

где,  $E_n$  – энергия уровня Ферми, отсчитываемая от дна зоны проводимости, а  $E_0 = E_{00} \coth\left(\frac{E_{00}}{kT}\right)$  – показатель вероятности туннелирования в области термополевой эмиссии. Следовательно, при уменьшении  $\varphi_b$  значение  $\rho_c$  должно уменьшаться экспоненциально, а при повышении  $T$  уменьшение значения  $\rho_c$  должно быть существенно слабее, чем в случае термоэлектронной эмиссии.

При полевой эмиссии переход границы раздела электроны осуществляют сквозь потенциальный барьер вблизи уровня Ферми. Данный механизм применим при низких  $T$  и высоких  $N$ , а именно при условии  $kT \ll E_{00}$ . Для полевой эмиссии значение  $\rho_c$  описывается формулой [25]:

$$\rho_c = \left[ \frac{A^* T \pi q}{k \sin(\pi C_1 k T)} \exp\left(\frac{-\varphi_b}{E_{00}}\right) - \frac{A^* q}{C_1 k^2} \exp\left(\frac{-\varphi_b}{E_{00}} - C_1 E_n\right) \right]^{-1} \propto \exp\left(\frac{2\sqrt{\varepsilon_s \varepsilon_0 m^*} \varphi_b}{\hbar \sqrt{N}}\right), \quad (5)$$

где,  $C_1 = \frac{1}{2E_{00}} \ln\left(\frac{4\varphi_b}{E_n}\right)$ . Следовательно, при увеличении квадратного корня из  $N$  и уменьшении  $\varphi_b$  значение  $\rho_c$  должно экспоненциально уменьшаться, при этом оно практически не должно зависеть от  $T$ .

Механизм протекания тока по металлическим шунтам имеет место, когда во время термического отжига контактная металлизация вжигается вдоль линий структурных несовершенств полупроводника и «закорачивает» область пространственного заряда. Таким образом, из-за металлической природы контакта при повышении  $T$  значение  $\rho_c$  должно увеличиваться.

Механизмы токопереноса в омических контактах к гетероструктурам AlGaIn/GaN имеют свои особенности из-за наличия широкозонного барьерного слоя AlGaIn. В [28] был исследован омический контакт на основе Ta/Ti/Al, отожженный при 950 °C. Было показано, что в данном случае туннельная составляющая тока из ДЭГ является доминирующей, по

сравнению термоэлектронной эмиссией, обусловленной электронами с энергией выше дна зоны проводимости GaN. Зависимость  $\rho_c$  от  $T$  и зонная диаграмма металл/AlGaN(20 нм)/GaN в положении равновесия при 150 К представлены на рисунке 2. Таким образом, общая плотность тока была задана следующей формулой:

$$J_{S \rightarrow M} \approx q \sum_i n_i (E_F - E_i) T(E_i) E_i / (i + 1) \frac{h}{2}, \quad (6)$$

где  $n_i(E_F - E_i)$  – плотность электронов, расположенных в квантовой яме для  $i$ -ой подзоны,  $E_F$  – уровень Ферми в полупроводнике,  $E_i$  – энергия  $i$ -ой подзоны в квантовой яме,  $T(E_i)$  – вероятность туннелирования сквозь энергетический барьер, которая аппроксимировалась формулой:

$$T(E_i) = \exp\left(-\frac{q\phi_b - qV - (E_i - E_F)}{E_{00}}\right), \quad (7)$$

где,  $V$  – поданное напряжение. Согласно данной модели значение  $\rho_c$  получилось равным:

$$\rho_c = \left[ \sum_{E_i < E_F} \frac{16qm^*kT\pi}{h^3(i+1)} E_i \left( \frac{q}{E_{00}} \ln 2 + \frac{q}{2kT} \right) \exp\left(-\frac{q\phi_b - (E_i - E_F)}{E_{00}}\right) + \sum_{E_i > E_F} \frac{16qm^*kT\pi}{h^3(i+1)} E_i \frac{q}{E_{00}} \ln\left(1 + \exp\left(-\frac{E_i - E_F}{kT}\right)\right) \exp\left(-\frac{q\phi_b - (E_i - E_F)}{E_{00}}\right) \right]^{-1}. \quad (8)$$

При этом следует отметить хорошее согласование экспериментальных данных и расчетов, проведенных по формуле 8 (рисунок 2).

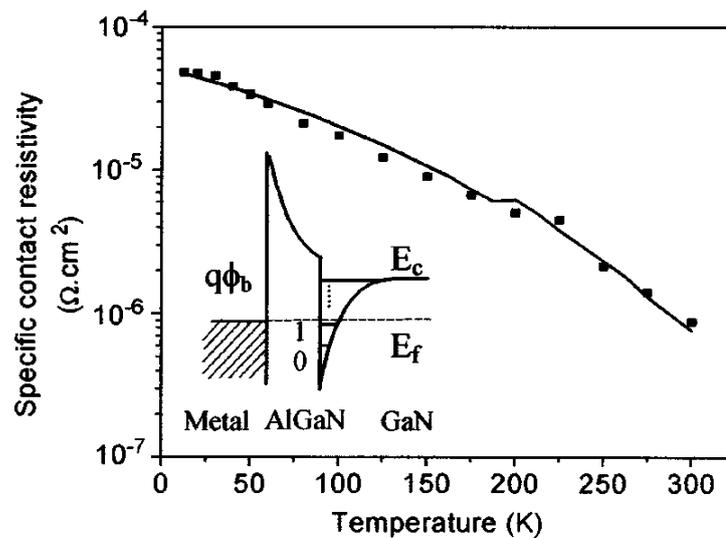


Рисунок 2 – Зависимость  $\rho_c$  от  $T$ , где сплошной линией представлены расчетные данные, и зонная диаграмма отожженной структуры металлизация/AlGaN(20 нм)/GaN в положении равновесия при 150 К [28]

Механизм образования омического контакта с подлегированием барьерного слоя AlGaN за счет образования нитридов металлов и вакансий N, действующих как доноры, был описан в [29]. Было предположено, что после отжига омического контакта Ti/Al/Ni/Au при 850 °C в слое полупроводника формируются два последовательных барьера, первый из которых образован на границе раздела металлизация/модифицированный AlGaN (вследствие образования вакансий N), а второй – между модифицированным AlGaN и ДЭГ (рисунок 3). Было сказано, что значение  $\rho_c$  определяется в большей степени туннелированием электронов сквозь второй барьер, при этом зависимость  $\rho_c$  от  $T$  достаточно хорошо описывается формулой для термополевой эмиссии. Значение  $\phi_b$ , найденное методом подгонки, оказалось почти вдвое меньше таковых для омических контактов к n-GaN и не сильно отличалось от результатов других подобных работ. Был сделан вывод, что в данном случае ток через контакт ограничен характеристиками потенциального барьера, образованного между модифицированным AlGaN и ДЭГ.

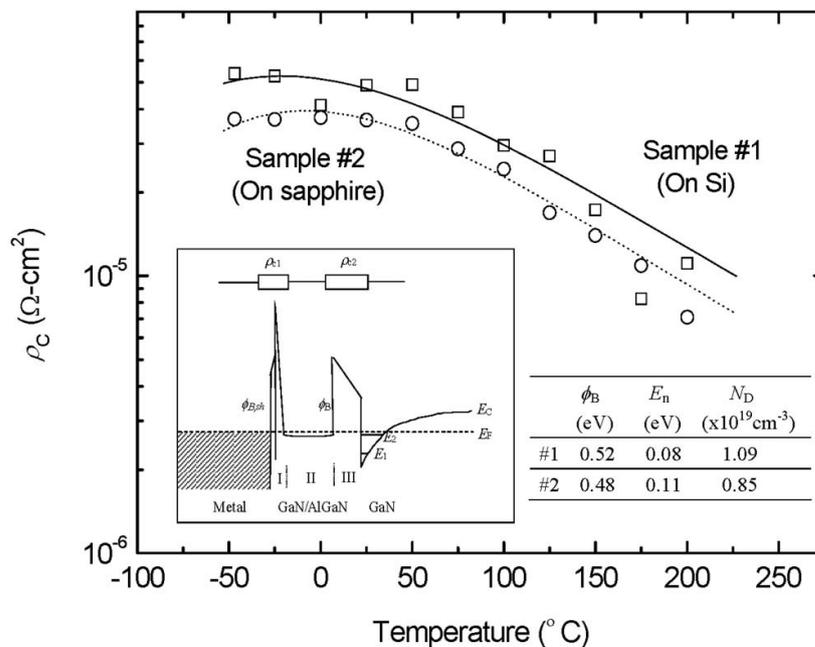


Рисунок 3 – Зависимость  $\rho_c$  от  $T$  для омического контакта Ti/Al/Ni/Au к AlGaN/GaN на подложках из Si и сапфира, где сплошной и пунктирной линией представлены соответствующие расчетные данные; во вставках приведены зонная диаграмма отожженной структуры и таблица подогнанных значений  $\phi_b$ ,  $E_n$ ,  $N_d$  [29]

Механизм термоэлектронной эмиссии, обнаруженный для омического контакта на основе Ta/Si/Ti/Al/Ni/Ta (5/5/20/120/40/30 нм) к GaN(2 нм)/AlGaN/GaN был описан в [30]. Было показано, что во время термического отжига при 850 °C на границе раздела металл-полупроводник образуется  $Ti_xSi_y$ . Данное соединение имеет низкую работу выхода электронов из металла, что приводит к образованию низкого потенциального барьера

(0.113 эВ) и, следовательно, к термоэлектронной эмиссии. На рисунке 4 приведены зависимости  $\rho_c$  от  $T$  для контактов, отожженных при температурах 850 и 900 °С, и схематические зонные диаграммы до и после отжига (4б). Также на рисунке 4а для сравнения приведена аналогичная зависимость для стандартного Ti/Al/Ni/Au контакта, отожженного при 825 °С, которая была описана выражением для термополевой эмиссии.

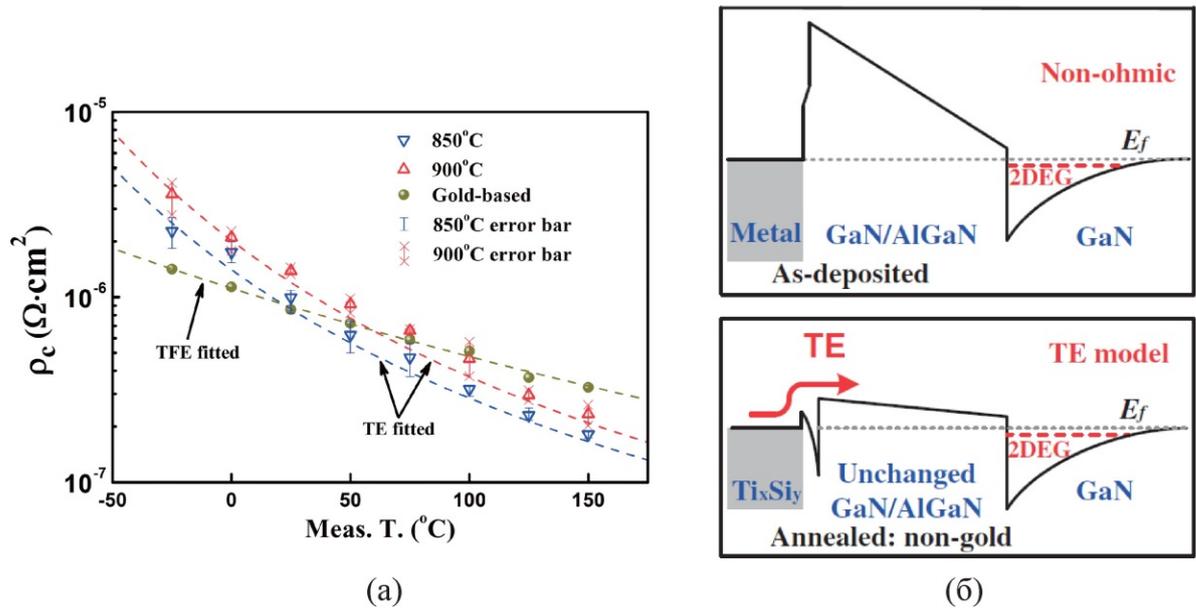


Рисунок 4 – Зависимость  $\rho_c$  от  $T$  для контактов на основе Ta/Si/Ti/Al/Ni/Ta, отожженных при 850 и 900 °С, и Ti/Al/Ni/Au, отожженного при 825 °С (а); зонные диаграммы контактов на основе Ta/Si/Ti/Al/Ni/Ta до и после отжига [30]

Механизм токопереноса по металлическим шунтам наблюдался в [17] для омического контакта на основе Ti/Al/Ni/Au к AlGaN/GaN, отожженного при 850 °С. На рисунке 5 представлена зависимость  $\rho_c$  от температуры для данного контакта. Для сравнения была представлена аналогичная зависимость для контакта, отожженного при 750 °С, продемонстрировавшего термополевой механизм токопереноса. Для последнего заметного впавления металлизации в полупроводник не наблюдалось, когда как для образца, отожженного при 850 °С, были обнаружены проникновения TiN вплоть до ДЭГ. Как видно, для контакта, отожженного при 850 °С, наблюдается рост  $\rho_c$  с температурой. Данная зависимость  $\rho_c(T)$  хорошо аппроксимируется функцией  $\rho_c \propto T^\alpha$ , где  $\alpha = 1.8$ . Такое поведение соответствует металлической природе контакта, для которой  $1 < \alpha < 5$  [31].

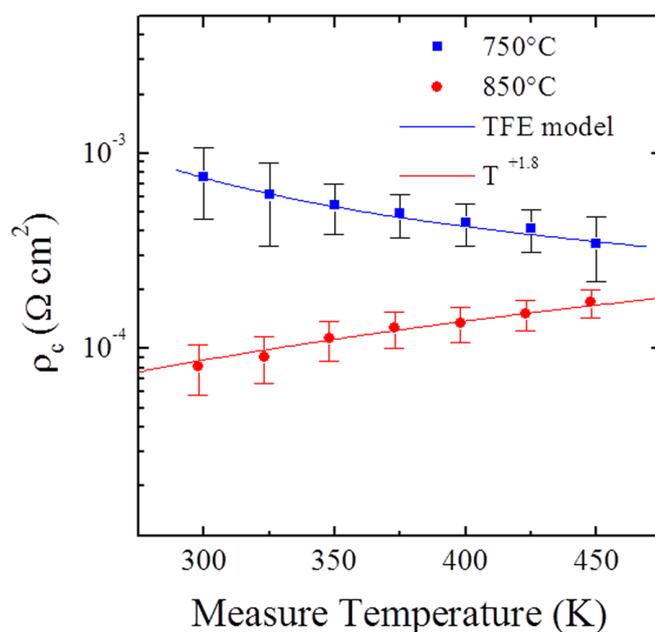


Рисунок 5 – Зависимость  $\rho_c$  от  $T$  для омических контактов на основе Ti/Al/Ni/Au к AlGaIn/GaN, отожженных при 750 и 850 °C [17]

В работах [28; 32] были исследованы механизмы токопереноса в омических контактах к гетероструктурам AlGaIn/GaN в зависимости от толщины барьерного слоя AlGaIn. В первом случае утонение слоя AlGaIn осуществлялось за счет сплавления металлизации Ta/Ti/Al в полупроводник, глубина которого зависела от толщины слоя Ta [28]. Полученные зависимости  $\rho_c$  от  $T$  представлены на рисунке 6. Зависимости для неплавляемого (образец А) и частично сплавливаемого (образец С) омических контактов были хорошо описаны выражением (8), при этом было показано, что с утонением эффективного слоя AlGaIn увеличивается туннельная составляющая тока. При сплавлении металлизации вплоть до GaIn (образец В) наблюдалась зависимость  $\rho_c$  от  $T$ , которая уже не описывалась выражением (8).

Во втором случае для утонения слоя AlGaIn в гетероструктуре AlGaIn/AlN(~1 нм)/GaIn использовалось ICP-травление в смеси  $\text{Cl}_2$  и  $\text{BCl}_3$  [32]. Термический отжиг контактов на основе системы Ti/Al/Ti/W проводился при температуре 600 °C в течение 120 с. Образцы, протравленные до промежуточного слоя AlN (образец В) и до GaIn (образец С), продемонстрировали зависимости  $\rho_c$  от  $T$ , которые хорошо описываются выражением для полевой эмиссии (рисунок 7). Следует отметить, что образец, протравленный до толщины слоя AlGaIn ~11 нм, демонстрировал сильно нелинейную ВАХ.

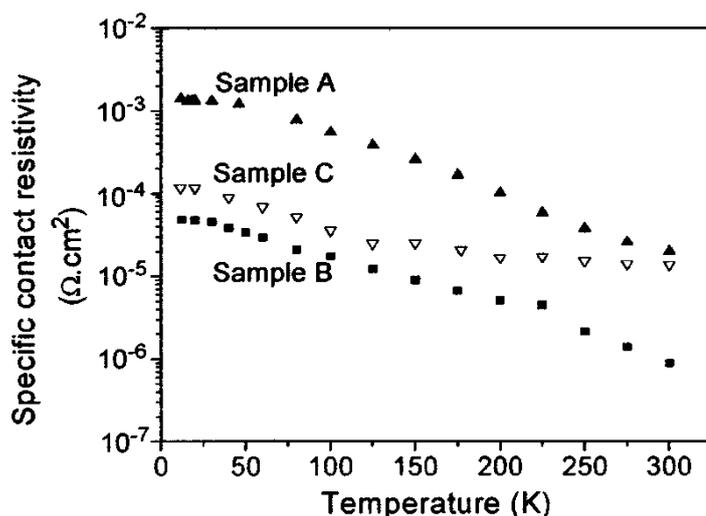


Рисунок 6 – Зависимости  $\rho_c$  от  $T$  для омических контактов на основе Ta/Ti/Al, отожженных при 950 °С, к гетероструктурам AlGaIn/GaN с различными толщинами эффективного слоя AlGaIn [28]

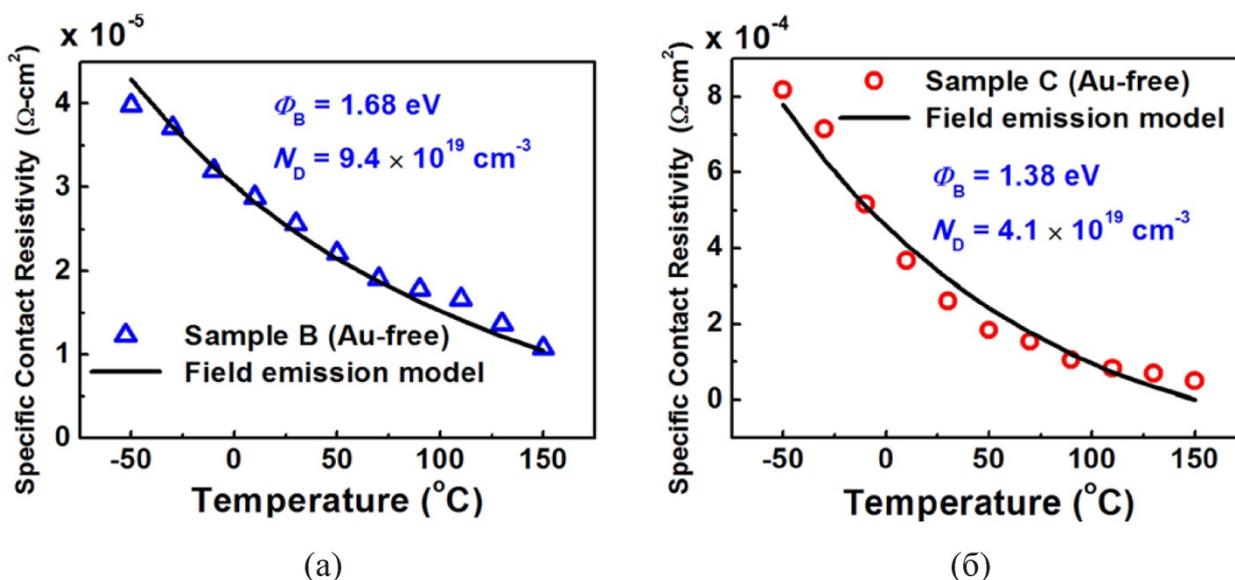


Рисунок 7 – Зависимости  $\rho_c$  от  $T$  для омических контактов на основе Ti/Al/Ti/W, отожженных при 600 °С, к гетероструктурам AlGaIn/AlN/GaN, протравленных до промежуточного слоя AlN (а) и до GaN (б) [32]

В работе [32] также было показано, что для омического контакта на основе стандартной системы Ti/Al/Ni/Au к гетероструктуре AlGaIn (22 нм)/AlN (~1 нм)/GaN зависимость  $\rho_c$  от  $T$  может быть частично описана полевой (до 300 К) и термоэлектронной (после 300 К) эмиссиями (рисунок 8).

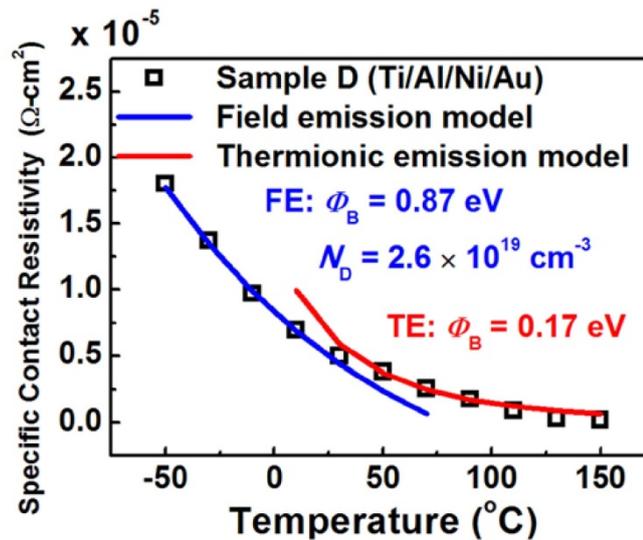


Рисунок 8 – Зависимость  $\rho_c$  от  $T$  для омических контактов на основе Ti/Al/Ni/Au, отожженных при 850 °C, к гетероструктурам AlGaN (22 нм)/AlN (~1 нм)/GaN [32]

Однако, следует отметить, что параметры ДЭГ зависят от свойств барьерного слоя AlGaN и во время термического отжига начальная картина может сильно изменяться по причине вплавления металла в полупроводник. Для получения более точных результатов расчета  $\rho_c$  необходимо учесть, что слоевые сопротивления полупроводника под омическими контактами  $R_{sk}$  и вне их  $R_{sh}$  могут отличаться. Важность учета данного эффекта при определении механизма токопереноса в омических контактах к гетероструктурам AlGaN/GaN была продемонстрирована в [33]. Было показано, что из-за рассеяния электронов на оптических фононах значение  $R_{sh}$  в зависимости от температуры окружающей среды  $T$  растет (рисунок 9а). Такое же поведение зависимости  $R_{sh}$  было получено и в других работах [17, 29]. Значение  $R_{sk}$ , найденное в [33], оказалось примерно в два раза меньше, чем значение  $R_{sh}$ , при этом с повышением  $T$  оно уменьшалось (рисунок 9а). В связи с этим было предположено, что в подконтактных областях формируется дополнительный проводящий слой, параллельный ДЭГ. Результаты моделирования токопереноса в омических контактах Ti/Al к гетероструктурам GaN(3 нм)/AlGaN(20 нм)/GaN приведены на рисунке 9б. При этом было принято, что после термического отжига за счет образования вакансий N создается сильнолегированный слой толщиной 10 нм. Из результатов моделирования было обнаружено, что протекание тока в этих областях происходит в горизонтальном направлении, что возможно, и приводит к меньшим значениям  $R_{sk}$  и большим значениям характеристической длины протекания тока  $L_T$  при комнатной температуре. Зависимости  $\rho_c$  и  $L_T$  от  $T$  представлены на рисунке 9в и 9г. Видно, что при  $R_{sk} = R_{sh}$  обе зависимости уменьшаются с повышением  $T$ , когда как при учете  $R_{sk}$  зависимость  $\rho_c$  практически не меняется, а зависимость  $L_T$  – увеличивается.

Следовательно, в этих двух случаях имеют место различные механизмы токопереноса. В другой работе этих же авторов [33] сообщалось, что изменение значения  $R_{sk}$  может также зависеть от температуры отжига омических контактов.

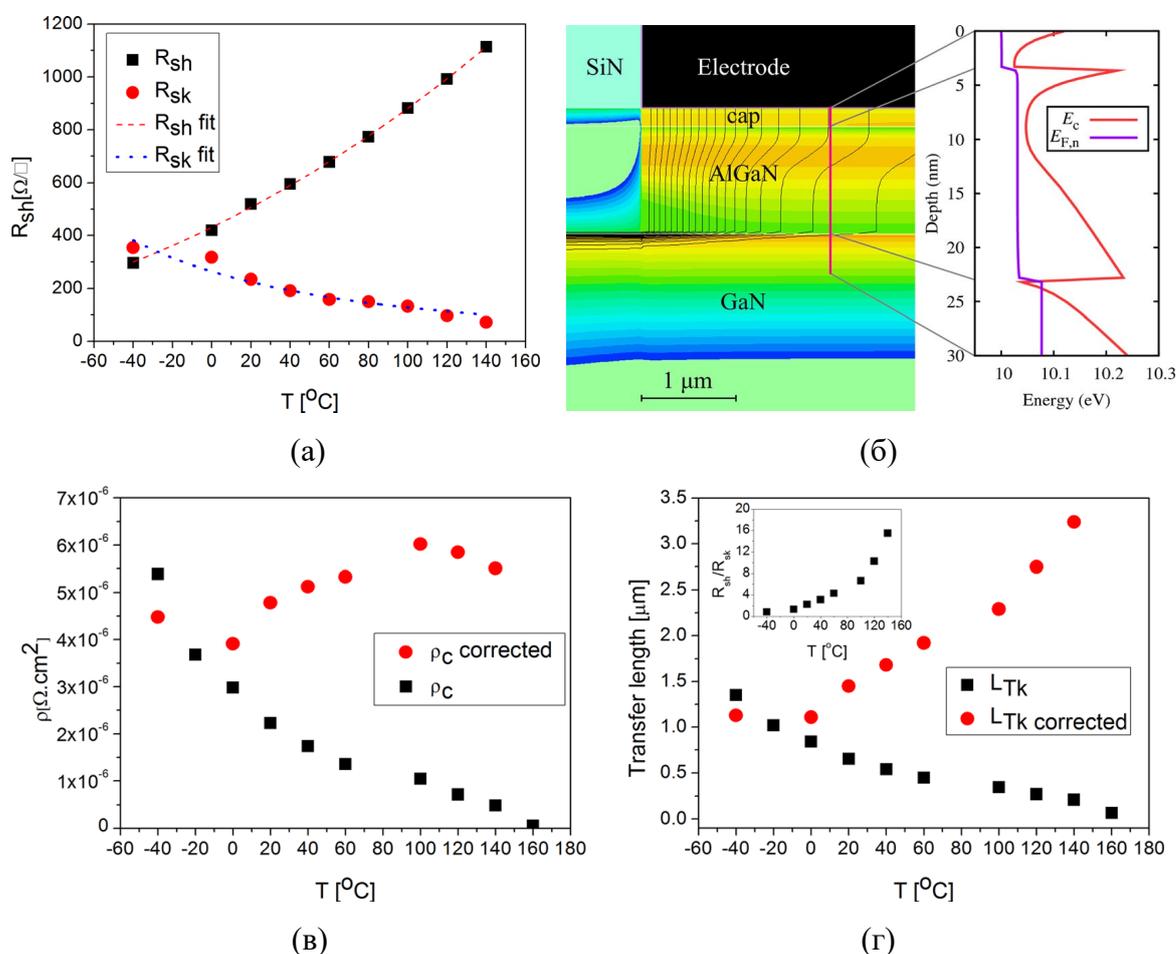


Рисунок 9 – Зависимости  $R_{sh}$  и  $R_{sk}$  (а),  $\rho_c$  (в) и  $L_T$  (г) от  $T$  (до и после учета  $R_{sk}$ ) для омических контактов на основе Ti/Al к гетероструктурам AlGaIn/GaN. Результаты моделирования линий тока и концентрации носителей заряда под омическим контактом и соответствующей зонной диаграммы при смещении 10 В (б) [33]

Похожее исследование, учитывающее влияния  $R_{sk}$ , было проведено в работе [34]. Для омического контакта на основе Ti/Al/Ni/Au к гетероструктуре AlGaIn/GaN были получены значения  $R_{sh}$  и  $R_{sk}$  равные  $535 \pm 12,1$  и  $26,1 \pm 5,0$  Ом/квадрат, соответственно. В результате значение  $\rho_c$ , измеренное с учетом изменения слоевого сопротивления ДЭГ под контактом, оказалось в  $\sim 20$  раз больше такового, измеренного при условии  $R_{sh} = R_{sk}$ . Также в работе [35] для омических контактов на основе Ti/Al/Ni/Au к двум типам гетероструктур AlGaIn/GaN было обнаружено, что значение  $R_{sk}$  более чем в 3.4 раза меньше значения  $R_{sh}$ .

Таким образом, в омических контактах к GaN и гетероструктурам AlGaIn/GaN перенос носителей заряда через границу раздела металл-полупроводник может осуществляться с помощью различных механизмов:

– При использовании в качестве омического контакта системы металлизации на основе Ti/Al с последующим высокотемпературным отжигом за счет образования вакансий N создается сильнолегированный приконтактный слой полупроводника, что в свою очередь приводит к утонению потенциального барьера на границе раздела. В этом случае могут иметь место термополевая и полевая эмиссии.

– В случае гетероструктуры AlGaN/GaN при формировании омического контакта на основе Ti/Al во время отжига может происходить сплавление металлизации в полупроводник вплоть до ДЭГ. При этом будет иметь место механизм токопереноса по металлическим шунтам.

– Также возможны случаи, когда после термического отжига на границе раздела металл-полупроводник образуются соединения ( $Ti_xSi_y$  и др.), работа выхода электронов из которых соразмерна или меньше сродства к электрону GaN. Потенциальный барьер при этом будет иметь небольшую высоту или вовсе отсутствовать, что приведет к термоэлектронной или надбарьерной эмиссии носителей заряда.

Кроме того, при исследовании механизма токопереноса в омических контактах к GaN и гетероструктурам AlGaN/GaN следует учесть, что значение слоевого сопротивления под омическим контактом  $R_{sk}$  и его поведение в зависимости от температуры окружающей среды могут отличаться от таковых для  $R_{sh}$ .

### **1.3 Омические контакты на основе Ti и Al**

#### **1.3.1 Омические контакты на основе Al**

Благодаря низкому значению работы выхода электронов (4.28 эВ [14]), Al был одним из первых металлов, использованных для создания омического контакта к GaN. Как было обнаружено в [36] вольтамперная характеристика (ВАХ) неотожженного контакта на основе Al к n-GaN( $3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ )/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> демонстрирует омическое поведение, при этом после отжига в восстановительной атмосфере при температуре 575 °C в течение 10 мин наблюдается деградация характеристик. Было сделано предположение, что во время отжига образуется тонкий слой широкозонного (6.2 эВ) AlN, который увеличивает контактное сопротивление. О похожей деградации омических характеристик Al контактов к n-GaN( $2.8 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ )/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> после отжига при 500 °C в течение 30 с сообщалось в [37]. Нелинейные ВАХ до и после отжига при 700 °C были получены в [38], где концентрация электронов в GaN была порядка  $1.0 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ .

Обратная картина наблюдалась в [39], где Al контакты к n-GaN( $7.0 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ )/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> после отжига при температуре 600 °C в атмосфере Ag/4% H<sub>2</sub> продемонстрировали улучшение  $\rho_c$  с  $1 \cdot 10^{-4}$  до  $8.0 \cdot 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ . По мнению авторов получение омических характеристик было достигнуто в результате уменьшения собственного окисла GaN во время отжига.

Зависимости контактного сопротивления от температуры отжига для контактов на основе Al были более подробно описаны в [40, 41]. В первой работе для контакта к n-GaN ( $5.0 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ )/6H-SiC значение оставалось неизменным вплоть до 500 °C и составило в среднем  $7.0 \cdot 10^{-5} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ , при этом наблюдалось омическое поведение ВАХ, однако при дальнейшем увеличении температуры до 650 °C произошло резкое ухудшение характеристик и увеличение  $\rho_c$  до  $2.0 \cdot 10^{-3} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ . С помощью методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и электронной спектроскопии было выявлено, что причиной деградации характеристик может являться образование оксинитрида Al в слое металлизации. Во второй работе использовались две структуры – n-GaN( $2.0 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ )/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и n-GaN( $1.5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ )/Si(111). ВАХ Al контакта к первой структуре практически не зависели от температуры отжига и демонстрировали омическое поведение в исследуемом температурном диапазоне от 450 до 650 °C (длительность каждого процесса 35 мин). Контакт ко второй структуре непосредственно после напыления также оказался омическим, но с большим контактным сопротивлением. После отжига при температуре 450 °C контакт стал выпрямляющим и, при дальнейшем увеличении температуры, наблюдалось еще большее ухудшение характеристик. Было предположено, что во время отжига происходит диффузия атомов N из полупроводника в металл и одновременная реакция обмена Ga – Al, при этом образуется промежуточный слой AlGa<sub>2</sub>N. Омическое поведение характеристик для структуры на основе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> было объяснено более высокой концентрацией носителей (на порядок) в эпитаксиальном слое, что, возможно, позволило обеспечить их туннелирование через потенциальный барьер.

Исследование возможной реакции обмена Ga – Al методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) дано в [42]. Для неотожженного контакта при толщинах слоя Al более 10 Å наблюдались пик прореагировавшего Al (предположительно AlN), увеличивающийся пик металлического Al, и пик свободного Ga (рисунок 10). После отжига при 900 °C пик металлического алюминия практически исчезает, а пики прореагировавшего Al и свободного Ga увеличиваются, что говорит об усилении реакции обмена. В результате было предположено, что при отжиге увеличивается толщина диэлектрического слоя AlN, образующегося на границе раздела металл-полупроводник.

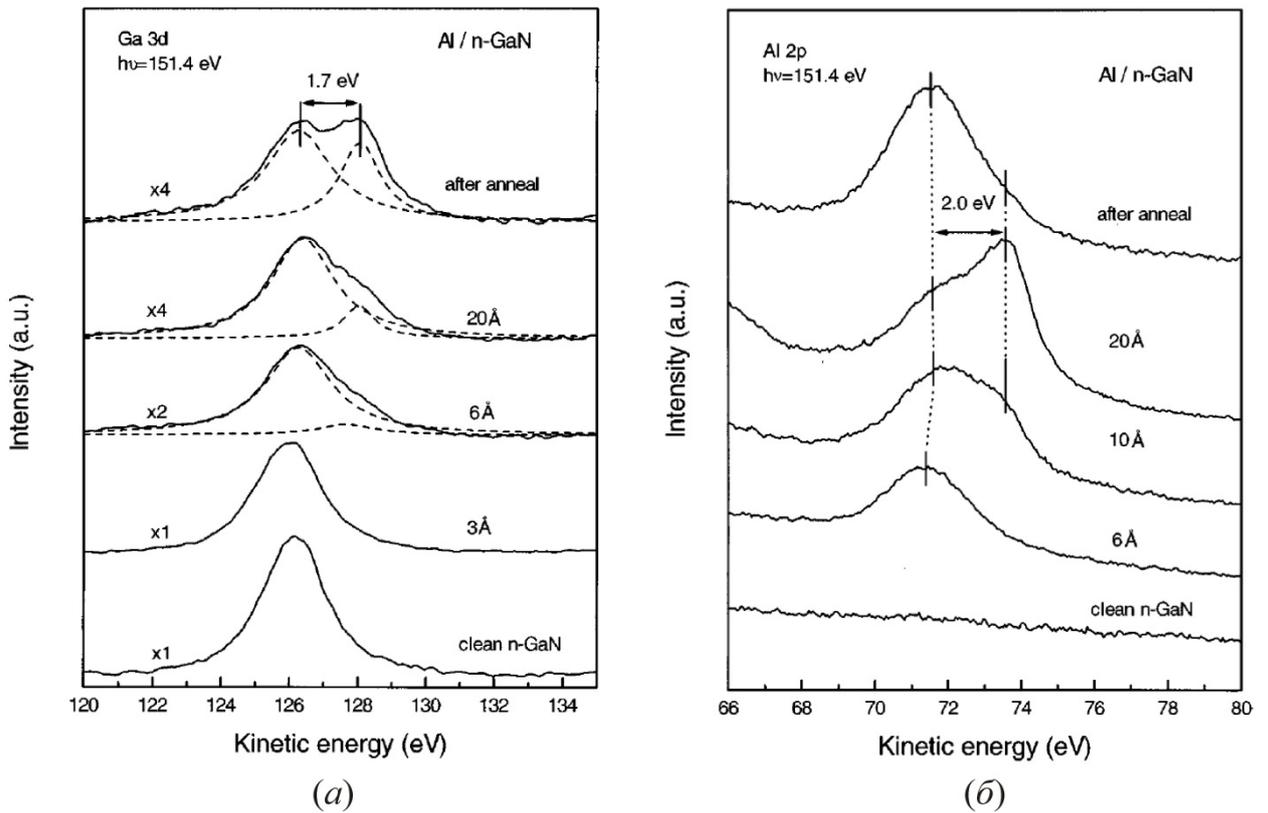


Рисунок 10 – Ga 3d (а) и Al 2p (б) уровни в зависимости от толщины напыленного Al на n-GaN. Обнаружены пики Ga в GaN, свободного Ga, прореагировавшего Al и свободного Al. Отжиг проводился при 900 °C в течение 1 мин [42]

Таким образом, омический контакт на основе Al, по всей видимости, формируется непосредственно после напыления Al, однако при температурах отжига более 400 °C начинает проявлять выпрямляющие характеристики. Линейность ВАХ контакта и их поведение в зависимости от температуры отжига может зависеть от уровня легирования и качества слоев GaN. По всей видимости, омический контакт на основе Al образуется за счет небольшой разницы работы выхода электронов из Al (4.28 эВ) и сродства к электрону для GaN (4.26 эВ). Дegradация характеристик контакта после термического отжига, вероятно, происходит из-за образования на границе раздела металл-полупроводник широкозонных материалов, таких, как AlN, оксинитрид Al или AlGaN. Следовательно, основным недостатком омического контакта на основе Al является его низкая термостабильность.

### 1.3.2 Омические контакты на основе Ti

Еще одним из металлов, впервые исследованным в качестве омического контакта к GaN, является Ti, работа выхода электронов из которого (4.33 эВ [14]) практически такая же, как и у Al.

Исходя из [42] следует, что на границе Ti/GaN проходит реакция обмена Ga – Ti и образуется TiN, у которого проводимость 1.3 раза больше, чем у Ti. Предположение механизма формирования контакта на основе Ti было сделано в [38]. Во время термического отжига происходит диффузия N из GaN в металл, в результате образуется TiN, а в приконтактном слое полупроводника образуются вакансии N, действующие как доноры, и создается сильнолегированный слой  $n^+$ -GaN. Таким образом, обеспечивается конфигурация потенциального барьера для туннелирования носителей заряда. Справедливость данного предположения была продемонстрирована в [8] с помощью фотоэмиссионной спектроскопии при определении соотношений атомных процентов Ga и N в зависимости от температуры отжига.

Следует отметить, что работа выхода электронов из TiN равна 3.74 эВ, что говорит также о возможности получения контакта с низкой высотой потенциального барьера. Так, например, в [43, 44] неотожженные контакты на основе TiN демонстрировали омическую ВАХ. Однако, исследования, проведенные в работах [8; 9], показали, что для Ti контакта при повышении температуры отжига, одновременно с уменьшением контактного сопротивления, увеличивается высота потенциального барьера. Таким образом, преобладающим механизмом токопереноса для отожженных омических контактов на основе Ti является полевая или термополевая эмиссия.

Как было установлено в [10] во время термического отжига Ti контакта к GaN происходит сплавление металла в полупроводник. Для контакта с толщиной слоя Ti 20 нм, отожженного при 975 °С в течение 30 с, методами вторичной ионной масс-спектрометрии и атомно-силовой микроскопии было продемонстрировано, что TiN проникает вглубь полупроводника примерно на 17.5 нм.

Сравнительный химический анализ микроструктуры Ti контакта к GaN и гетероструктуре AlGaN/GaN был проведен в [45]. После отжига при температуре 805 °С на границе раздела Ti (200 нм)/GaN был обнаружен слой TiN, под которым был сформирован «пустой», ничем незанятый слой, возможно созданный дестабилизацией GaN после ухода атомов N. Наличие такого слоя также упоминается в [46]. Сверху TiN был обнаружен толстый слой сплава Ti-Ga (рисунок 11). При повышении температуры отжига до 990 °С толщины обоих слоев увеличивались. В работе [47] после отжига контакта Ti (150 нм)/GaN при 700 °С над слоем TiN также наблюдалось содержание Ga.

Исследования Ti (200 нм) контакта к  $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$  /GaN [45], отожженного при 805 °С, показали, что в реакцию с Ti вступило всего 5 нм слоя AlGaN из 21 нм, при этом образованный граничный слой, состоял из Ti, N и Al. Над этим слоем также было обнаружено содержание Ga. Было сделано предположение, что Ti замещает Ga в слое

AlGaN. При повышении температуры отжига до 990 °C весь слой AlGaN был преобразован в фазу Al-Ti-N. Над этим слоем наблюдался слой TiN, а под ним – в слое GaN был обнаружен тонкий «пустой» слой.

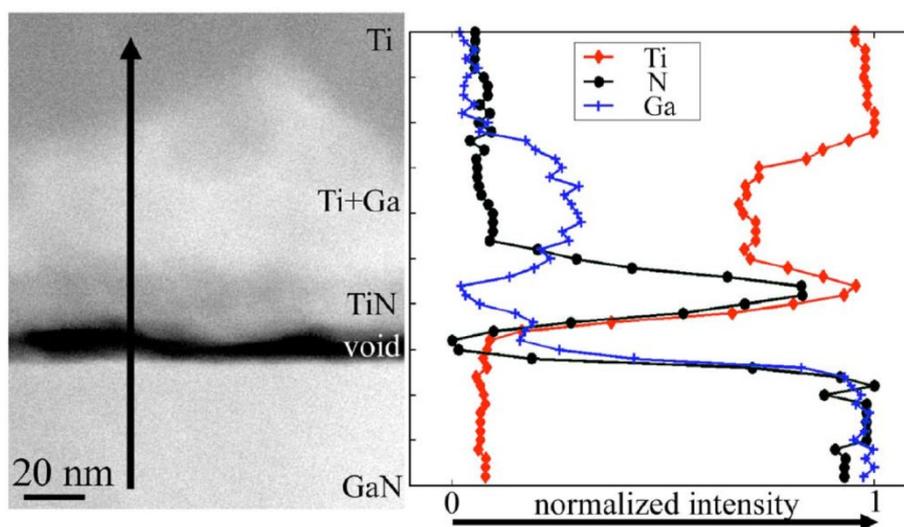


Рисунок 11 – Микроскопическое изображение поперечного сечения Ti/GaN контакта, отожженного при 805 °C. Стрелкой указано направление сканирования методом спектроскопии характеристических потерь энергии электронами, профиль которой приведен справа [45]

Температурные зависимости контактного сопротивления, описанные в [10; 47; 48], показывают, что контакт на основе Ti после отжига при температурах более 700 °C становится омическим, а при температурах 950 и 1000 °C достигает минимума зависимости  $\rho_c$ . Как сообщается в работе [47], контакт на основе Ti (150 нм) к GaN ( $7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ )/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, отожженный в атмосфере азота при 700 °C, демонстрирует омические характеристики после 30 с отжига, когда как при отжиге в атмосфере аргона на это потребовалось более 20 мин. РФЭС по глубине показал, что для первого случая весь слой Ti, прореагировав с газообразным азотом и с GaN, сформировал слой TiN, а для второго случая слой TiN был сформирован только на границе раздела металл-полупроводник. Однако, в [49] следов реакции Ti с окружающим газообразным азотом во время отжига при такой же температуре в течение 20 с не было обнаружено.

В работе [47] также были исследованы TiN (200 нм) и Ti (150 нм) /TiN (200 нм) контакты. Контакт на основе TiN стал омическим после отжига при температуре 400 °C, при этом достигнутое минимальное значение  $\rho_c$  было на порядок выше, чем у контактов на основе Ti и Ti/TiN. Поведения зависимостей  $\rho_c$  от температуры отжига для последних двух контактов было схожим, что говорит о наличии некой оптимальной толщины слоя Ti, необходимой для формирования омического контакта. Так, например, в [38] говорилось,

что для формирования в GaN 10 нм слоя n-типа проводимости с концентрацией электронов  $1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  требуется всего 2 монослоя TiN.

Сравнение контактов на основе Ti, TiN и Ti/Au, проведенное в [10], показало, что Ti контакт с верхним слоем Au во всем диапазоне температур отжига имеет во много раз меньшие значения  $\rho_c$ . Как утверждают авторы, такое поведение характеристик возможно связано с большей проводимостью и защитными свойствами слоя Au, так же его наличие улучшает адгезию слоя Ti во время отжига – все это уменьшает последовательное сопротивление контакта.

Таким образом, омический контакт на основе Ti к GaN формируется при температурах более 700 °C с образованием на границе раздела металл-полупроводник соединения TiN. При этом, в случае контакта к AlGaIn возможно образуется фаза Al-Ti-N. Слой TiN может быть образован в результате реакции обмена Ga-Ti о чем свидетельствуют впадение металлизации в полупроводник и наличие содержания Ga в слое металлизации. Однако наиболее вероятным механизмом образования данной фазы является диффузия атомов N из GaN в металл, вследствие чего образуется приконтактный сильнолегированный слой полупроводника, полученный за счет наличия вакансий N, действующих как мелкая донорная примесь. Возможно, оба механизма образования TiN имеют место при создании данного омического контакта.

Также нужно отметить, что несмотря на то, что с повышением температуры отжига увеличивается высота потенциального барьера, значение контактного сопротивления уменьшается. Это означает, что перенос тока в Ti контактах к  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  осуществляется за счет туннелирования носителей заряда.

К недостаткам данного контакта можно отнести сильную степень окисления [48], и относительно низкое значение электропроводности Ti.

### **1.3.3 Омические контакты на основе системы металлизации Ti/Al**

Кроме отдельных металлов (Au, Al и Ti) в качестве омического контакта к GaN исследовались также их комбинации – Ti/Au и Ti/Al. При этом следует отметить, что контакты на основе Au чаще всего проявляли выпрямляющие свойства [36; 38; 50], что возможно было связано с большим значением работы выхода электронов из металла (5.1 эВ [14]).

Как говорилось ранее, в [14] было проведено сравнение контактов на основе Ti, TiN и Ti/Au и было выявлено, что Ti/Au контакт имеет на несколько порядков меньшее значение  $\rho_c$ . Однако, при высоких температурах отжига (около 900 °C) контакт на основе данной

системы металлизации иногда демонстрирует существенное ухудшение параметров, что было обнаружено в [38; 51].

Во многих работах было показано, что омический контакт на основе Ti/Al демонстрирует намного более лучшие значения контактного сопротивления по сравнению с Au, Al, Ti и Ti/Au [37; 48; 38; 51]. В [38; 46] было сделано предположение, что улучшение характеристик Ti омических контактов при допылении верхнего слоя Al может происходить за счет уменьшения высоты потенциального барьера. А именно на границе раздела металл-полупроводник образуется тройное соединение Al-Ti-N, имеющее ширину запрещенной зоны близкую к таковой для GaN, что обеспечит получение более низкого потенциального барьера, но формирование данного контакта к GaN также происходит из-за формирования TiN на границе раздела и, как следствие, образования вакансий N в приповерхностном слое полупроводника [46]. Отмечалось, что для Ti/Al контакта к AlGaN вместо TiN возможно образование соединения AlTi<sub>2</sub>N и Ti<sub>3</sub>AlN [52; 53].

Помимо этого, как было обнаружено в [38, 46], над слоем TiN образуется фаза Al-Ti немного обогащенная Al, которая, по всей видимости, является Al<sub>3</sub>Ti. Из фазовой диаграммы Al-Ti следует, что температура образования Al<sub>3</sub>Ti находится в пределах 250 – 300 °C, при этом данное соединение остается стабильным даже после отжига при 950 °C и не вступает в реакцию с кислородом [54]. Таким образом, для того, чтобы весь слой Al «израсходовался» на образование Al<sub>3</sub>Ti, необходимо, чтобы отношение толщин слоев Al и Ti с учетом их плотностей было меньше 2.82, тогда оставшаяся часть Ti может прореагировать с GaN с образованием TiN [48; 52]. Также следует отметить, для создания омических контактов к гетероструктурам AlGaN/GaN, в зависимости от толщины широкозонного полупроводника и содержания Al в нем, может потребоваться больше Ti, чем в случае с GaN [52; 54]. Причиной тому могут послужить уменьшение химической активности AlGaN с увеличением содержания Al и/или большая толщина данного слоя, препятствующая туннелированию носителей заряда.

Как сообщается в работе [39] низкоомный омический контакт на основе Ti(35 нм)/Al(115 нм) к GaN также может быть получен после низкотемпературного отжига при 400 °C в течение 3 минут. Было предположено, что во время отжига Ti снижает количество окисла на поверхности GaN, а Al, диффундируя через слой Ti, образует интерметаллическую фазу Al-Ti с низким значением работы выхода электронов. Результаты исследований методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) для этой же системы металлизации, но отожженной при 600 °C в течение 15 с, были представлены в [47]. На границе раздела GaN и Al<sub>3</sub>Ti, образованного после отжига, был обнаружен тонкий слой AlN (2 – 3 нм). На основе этого был предположен еще один

механизм формирования омического контакта на основе Ti/Al: в результате реакции Al с GaN образуются вакансии N и вместе с тем сильнолегированный приконтактный слой полупроводника; высота потенциального барьера может быть снижена из-за падения напряжения в слое широкозонного AlN, также из-за дефектности этого слоя может усиливаться туннелирование носителей заряда. Однако в работе [55], для омического контакта Ti(15 нм)/Al(110 нм) к GaN, отожженного при 500 °C в течение 25 мин, на границе раздела было обнаружено содержание всех элементов, участвующих в формировании контакта (Ti, Al, N и Ga).

Температурные зависимости  $\rho_c$  для контактов к GaN с различными соотношениями толщин слоев Al/Ti (8.2, 3.5, 2.2 и 1.6) были исследованы в работе [56]. На рисунке 12 приведены зависимости  $\rho_c$  от температуры отжига (время отжига 15 с) для различных соотношений Al/Ti и зависимость  $\rho_c$  от времени отжига для контакта Ti(75 нм)/Al(115 нм), отожженного при 800 °C. Видно, что для контактов с соотношениями Al/Ti меньше 2.82 (с толстыми слоями титана – 55 нм и 75 нм) для достижения минимальных значений  $\rho_c$  требуются относительно высокие температуры или более длительные времена отжига. При этом следует отметить, что полученные в работах [39, 47, 55; 57; 58] низкотемпературные омические контакты имели соотношение толщин Al/Ti больше 2.82. Следовательно, меняя толщины слоев Ti и Al можно получить омические контакты с различными температурами отжига.

В работах [56, 59] было выявлено, что для омических контактов с соотношениями Al/Ti меньше 2.82 наблюдаются гладкая морфология поверхности и высокая термостабильность. Обратная картина наблюдается при соотношениях Al/Ti больше 2.82. Результаты рентгеновской дифрактометрии, проведенной в этих работах для контактов с соотношениями Al/Ti больше и меньше 2.82 и отожженных при различных температурах, представлены на рисунке 13. Следует отметить, что в [59] все отжиги были проведены в течение 30 мин, а в [56] – в течение 15 с. В [56] на дифрактограмме омического контакта с соотношением толщин Al/Ti, больше 2.82, отожженного при 600 °C, были обнаружены пики Al и Al<sub>3</sub>Ti (рис. 3б). Следовательно, можно предположить, что весь слой Ti прореагировал с Al с образованием Al<sub>3</sub>Ti, а оставшийся избыточный Al был ответственен за шероховатость поверхности.

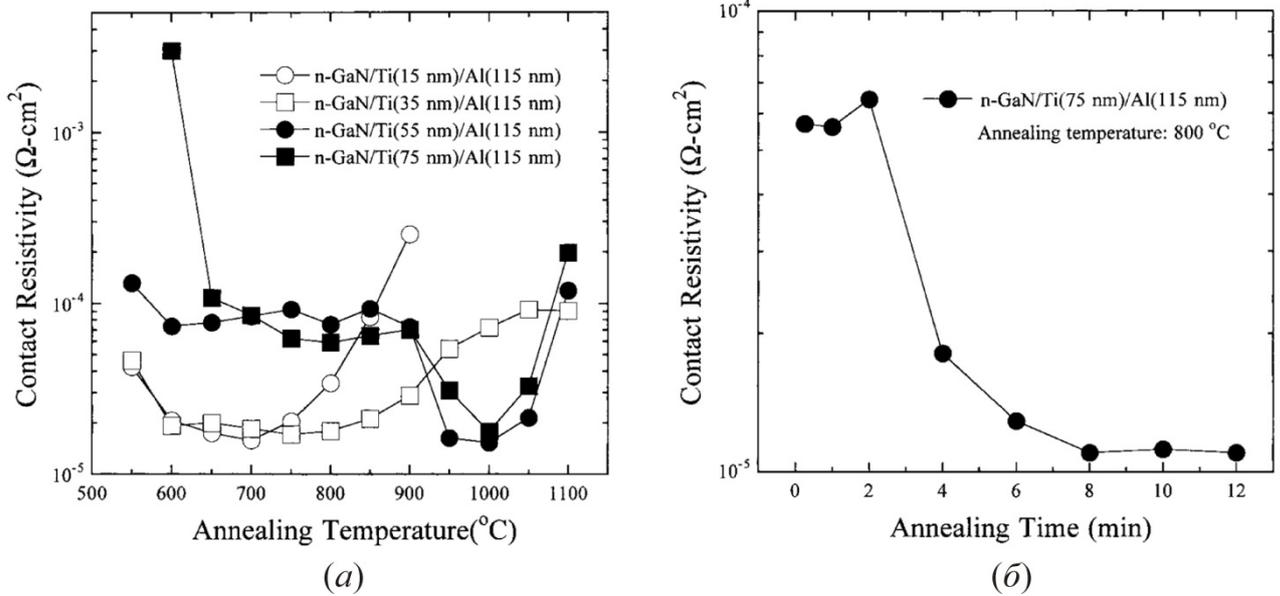


Рисунок 12 – Зависимость  $\rho_c$  от температуры отжига для контактов Ti/Al с различными толщинами слоя Ti (a); зависимость  $\rho_c$  от времени отжига для контакта Ti(75 нм)/Al(115 нм), отожженного при 800  $^{\circ}\text{C}$  (б) [56]

В [59] при соотношении толщин Al/Ti больше 2.82 после отжига при температуре 550  $^{\circ}\text{C}$  были обнаружены только пики  $\text{Al}_3\text{Ti}$ . При температурах отжига более 700  $^{\circ}\text{C}$  дополнительно наблюдались сильно выраженный пик TiN и небольшие пики  $\text{Al}_2\text{Ti}$ . Исследования микроструктуры, проведенные с помощью ПЭМ в работе [58], показали, что для контактов к GaN с соотношением толщин Al/Ti равном 10, отожженных в диапазоне температур 450 – 650  $^{\circ}\text{C}$ , присутствуют области фазы Al-Ti и Al и тонкий слой TiN на границе раздела металл-полупроводник. При дальнейшем увеличении температуры отжига наблюдался переход от TiN к  $\alpha\text{-AlN}$ , также наблюдались большая неравномерность по толщине металлизации и сильная степень окисления поверхности, что, возможно, послужило причиной ухудшения характеристик контакта.

Для омических контактов с соотношениями Al/Ti меньше 2.82 в работе [59] после отжига при 700  $^{\circ}\text{C}$  были обнаружены фазы  $\text{Al}_3\text{Ti}$  и AlTi (рисунок 3a). Похожая картина наблюдалась в [56] после отжига при 800  $^{\circ}\text{C}$  в течение 15 с, однако вместо  $\text{Al}_3\text{Ti}$  был обнаружен  $\text{Al}_2\text{Ti}$  (рисунок 3б). Для образцов, отожженных при 1000  $^{\circ}\text{C}$  в течение 15 с и 800  $^{\circ}\text{C}$  в течение 10 мин, продемонстрировавших минимальные значения  $\rho_c$ , были зафиксированы пики  $\text{Al}_3\text{Ti}$  и  $\text{Ti}_2\text{AlN}$ . Следовательно, можно предположить, что весь слой Al прореагировал с Ti с образованием  $\text{Al}_3\text{Ti}$ , а оставшийся избыточный слой Ti и, возможно, часть  $\text{Al}_3\text{Ti}$  прореагировали с GaN с образованием  $\text{Ti}_2\text{AlN}$ .

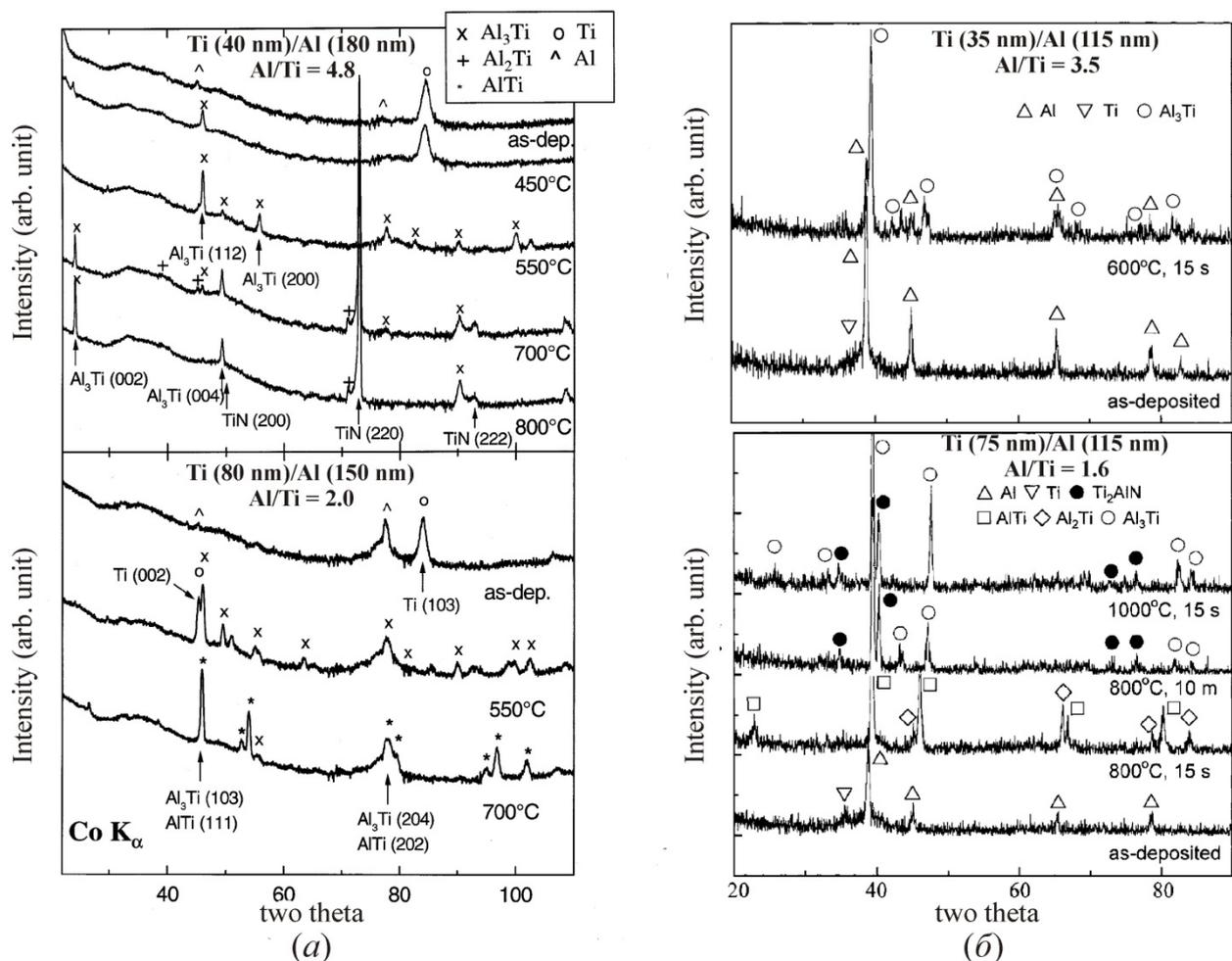


Рисунок 13 – Дифрактограммы омических контактов Ti/Al с соотношениями толщин слоев Al/Ti больше (верхние) и меньше 2.82 (нижние): (a) – в работе [59]; (б) в работе [56]

В работе [60] на основе результатов измерений методами рентгеновской дифрактометрии (XRD) и сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (STEM) авторами было предположено, что наличие первого тонкого слоя Ti (2.7 нм) способствует во время термического отжига удалению поверхностного оксида полупроводника с образованием оксида Ti. Затем на границе раздела металл-полупроводник образуется фаза  $Ti_{0.5}Al_{0.5}N$ , которая, по предположению авторов, может иметь низкую работу выхода электронов из металла, сравнимую с таковой для Al, что в свою очередь приводит к уменьшению высоты потенциального барьера.

Роль Al в формировании омического контакта на основе системы металлизации Ti/Al также обсуждалась в [45]. Было предположено, что благодаря реакции Al с Ti, можно контролировать количество образующегося TiN на границе раздела и избежать формирования в приконтактном слое полупроводника кластеров вакансий N, ухудшающих характеристики контакта. Ключевая роль слоя Al в системе металлизации Ti/Al для получения наилучших характеристик омических контактов к гетероструктурам AlGaN/GaN

была показана в [61; 62] с помощью температурных измерений зависимостей слоевой концентрации  $n_s$  и подвижности  $\mu_n$  электронов в ДЭГ. Было установлено, что для контакта на основе Ti/Al увеличение значений  $n_s$  и  $\mu_n$  после отжига является более существенным, чем для контактов на основе Ti, Al и Al/Ti (рисунок 14), а также для V/Au, Ti/Au и Ni/Au. Было предположено, что при 250 °C Ti начинает реагировать с AlGaN, при этом параллельно происходит диффузия Al в слой AlGaN, и из-за того, что атомный радиус Al больше, чем у N, в слое AlGaN индуцируются напряжения растяжения. В результате увеличивается заряд поляризации на границе AlGaN/GaN, что в свою очередь приводит к увеличению  $n_s$ . Увеличение  $\mu_n$  было связано со снижением эффективной массы электрона вследствие действия напряжений растяжения и/или с экранированием рассеяния высокой слоевой концентрацией в ДЭГ.

Влияние слоя Al в системе Ti/Al на характеристики контактов к n-GaN также было исследовано в [63] методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) с использованием синхротронного излучения. Было предположено, что слой Al защищает нижний слой Ti от окисления на воздухе, а также забирает на себя кислород из слоя Ti и поверхностного окисла полупроводника. Тем самым позволяя Ti беспрепятственно вступить в реакцию с полупроводником с образованием фазы TiN и, соответственно, созданием вакансий N. В работе [60] для омического контакта Ti/Al к гетероструктуре AlGaN/GaN был предположен следующий механизм формирования: во время отжига при 500 °C Ti удаляет окисел с поверхности AlGaN, а Al диффундируя через слой Ti образует на границе раздела металл-полупроводник соединение  $Ti_{0.5}Al_{0.5}N$ , имеющее низкую работу выхода электронов.

Таким образом, при формировании омических контактов на основе Ti/Al к GaN и  $Al_xGa_{1-x}N$  при относительно низких температурах отжига (примерно 250 – 450 °C) образуется фаза  $Al_3Ti$ , которая до определенной степени улучшает термостабильность и устойчивость к окислению контакта. Также образование данной фазы позволяет, меняя соотношение слоев Ti и Al, контролировать степень взаимодействия Ti с полупроводником, тем самым предотвращая образование кластеров вакансий N, ухудшающих свойства контакта: если соотношение Al/Ti меньше 2.82 (с учетом плотностей), то будет присутствовать избыточное количество Ti, способное вступить в реакцию с полупроводником. В случае, когда соотношение Al/Ti больше 2.82 будет иметь место избыточное количество Al, который при высоких температурах отжига, проникая через весь слой металлизации и взаимодействуя с полупроводником может образовывать AlN, что может ухудшать характеристики контакта. В некоторых случаях, как было показано в [47] за счет формирования вакансий азота при образовании AlN характеристики наоборот могут

улучшаться. Кроме того, наличие избыточного Al негативно влияет на морфологию поверхности контакта. Также необходимо отметить, что с изменением соотношения Al/Ti меняется температура отжига контакта: для значений менее 2.82 требуются более высокие температуры, а для значений более этой величины температуры отжига, наоборот, ниже.

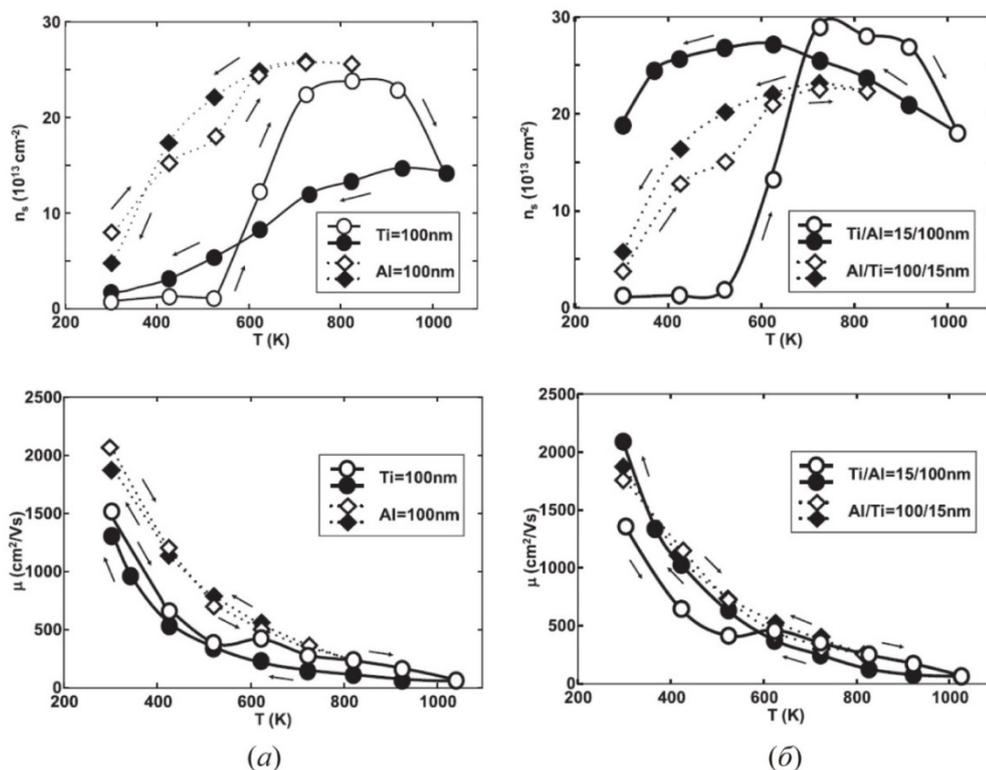


Рисунок 14 – Температурные зависимости слоевой концентрации и подвижности электронов для Ti и Al (a) и для Ti/Al и Al/Ti (б). Кружки соответствуют Ti и Ti/Al, а ромбики Al и Al/Ti. Белые и черные символы – повышение и понижение температуры, соответственно. Стрелки указывают направления повышения/понижения температуры [61]

К недостаткам омического контакта на основе системы Ti/Al можно отнести окисление Al во время отжига, что может привести к ухудшению контактного сопротивления, а также высокую шероховатость поверхности контактных площадок, наблюдающуюся после высокотемпературного отжига из-за относительно низкой температуры плавления Al [9; 64].

### 1.3.4 Омические контакты на основе системы металлизации типа Ti/Al/x/Au

#### 1.3.4.1 Система металлизации Ti/Al/Ni/Au

С дальнейшим развитием технологии приборов на GaN для улучшения характеристик омического контакта на основе системы металлизации Ti/Al стали напылять дополнительный верхний слой Au для защиты от влияния окружающей среды во время быстрого термического отжига и улучшения проводимости вдоль контактных площадок. Помимо этого, для ограничения диффузии Au вглубь контакта между слоем Au и Al

напылялся «барьерный» слой. Как было показано в работах [65; 51], контакт на основе Ti/Al/Au кроме плохой морфологии поверхности также демонстрирует и более высокое сопротивление по сравнению с Ti/Al/x/Au. Наибольшее применение в качестве «барьерного» слоя получил Ni. Впервые система металлизации Ti/Al/Ni/Au была предложена в качестве омического контакта к GaN в работах [13; 46].

Сравнение омических контактов на основе систем Ti/Al и Ti/Al/Ni/Au было проведено в [66]. Значения контактного сопротивления, среднеквадратичной шероховатости поверхности и стойкость к механическим воздействиям для омического контакта Ti/Al/Ni/Au оказались значительно лучше. Однако, следует учесть, что толщины и соотношения слоев Ti и Al в этих контактах были различны (Ti/Al (20/100 нм) и Ti/Al/Ni/Au (15/220/40/50 нм)). Также об улучшении контактного сопротивления примерно на порядок для данной системы металлизации сообщалось в [67]. Еще одно сравнение контактов на основе Ti/Al (25/100 нм) и Ti/Al/Ni/Au (25/80/20/100 нм) приводится в [68]. Особенностью данного исследования было то, что отжиг контактов проводился при относительно низком давлении в камере ( $5 \cdot 10^{-5}$  Торр) в атмосфере аргона. Было выявлено, что контакт на основе Ti/Al/Ni/Au является более термически стойким, а именно минимальные значения  $\rho_c$  были достигнуты при температуре отжига 1100°C (в течение 2 мин), что на 200°C больше, чем для Ti/Al контакта. При этом уменьшения  $\rho_c$  в сравнении с Ti/Al практически не наблюдалось. Также было показано, что допыление слоев Ni/Au приводит к увеличению значений среднеквадратичной шероховатости поверхности контакта.

Микроструктура омического контакта Ti/Al/Ni/Au к гетероструктуре AlGaIn/GaN в зависимости от температуры отжига была исследована с помощью ПЭМ в работе [69]. Исходя из зависимости, приведенной на рисунке 15а, для эксперимента были выбраны три образца, отожженные при 550 °С, 700 °С и 900 °С. При этом, как отметили авторы, если учесть увеличение значения слоевого сопротивления металлизации с повышением температуры отжига (рис. 15b), контактные сопротивления последних двух образцов не будут сильно отличаться (0.15 и 0.21 Ом·мм, соответственно). В работе [68] такое изменение слоевого сопротивления объяснялось окислением металлизации во время отжига. На границах раздела металл-полупроводник всех трех образцов были обнаружены тонкие кристаллические слои (примерно 3 нм) – предположительно TiN,  $\alpha$ -AlN и/или  $\beta$ -AlN. Однако, для образцов, отожженных при 700 °С и 900 °С, у границы раздела кроме Ti и Al было выявлено большое количество Au, около 17 и 25 ат.%, соответственно (рис. 16), что намного больше предела растворимости Au в AlTi (не больше 2 ат. %). Данное

наблюдение свидетельствует о том, что при высоких температурах отжига происходит диффузия Au через весь слой контактной металлизации.

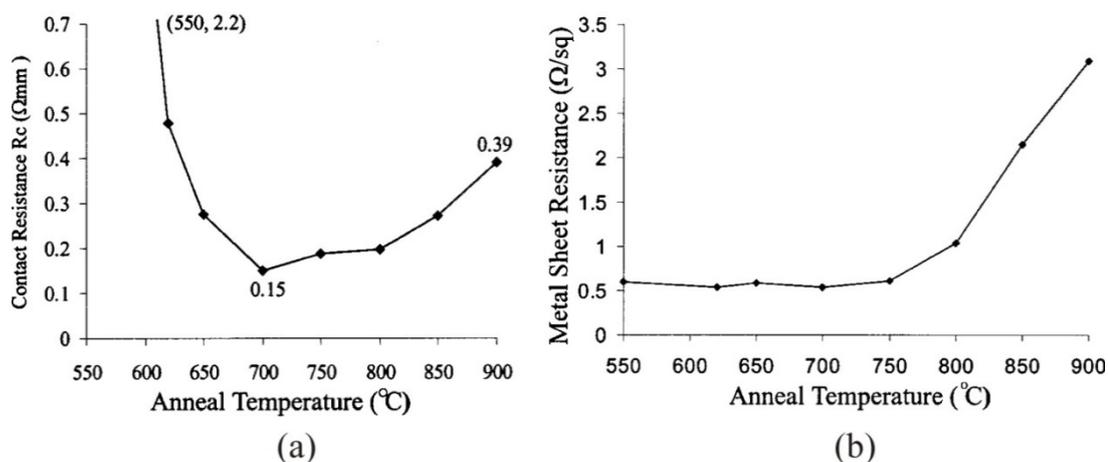


Рисунок 15 – (а) Зависимость контактного сопротивления от температуры отжига (отжиг проводился в атмосфере аргона в течение 60 с); (б) зависимость слоевого сопротивления металлизации от температуры отжига [69]

Как сообщается в работах [67; 70; 71; 72] наличие у границы раздела металл-полупроводник фаз Al-Au или Al-Au-Ti не влияет на электрические характеристики омических контактов, а возможно даже улучшает их. Однако, в [72] было показано, что для образцов на основе Ti/Al/Ni/Au, отожженных при 600 и 800 °C и имеющих выпрямляющую и омическую характеристики, соответственно, у границы раздела над слоями TiN было продемонстрировано наличие слоев Al-Au-Ti с толщинами 27 и 5 нм, соответственно. Необходимо при этом отметить, что у второго образца толщина слоя TiN было намного больше (9 нм относительно 4 нм).

Также отмечалось, что омические контакты на основе Ti/Al/Ni/Au по сравнению с другими контактами Ti/Al/x/Au имеют более шероховатую поверхность и неровную кромку контактных площадок [73], при этом с повышением температуры отжига морфология контакта ухудшается [72; 74]. Как сообщалось в [75; 9], причинами латерального растекания металлизации являются большая толщина слоя Au и образование фазы Al-Au. В работах [76; 77; 78] была исследована природа развитой шероховатости поверхности данного контакта, при этом было показано, что выпуклые образования на поверхности контакта представляют собой конгломераты Ni-Au (рис. 17), которые сверху покрыты слоем на основе фазы Al-Au. Тенденция к образованию зерен Ni-Al во время термического отжига, была также отмечена в [69; 79]. При этом в [69] было обнаружено, что зерна NiAl и Al<sub>2</sub>Au с повышением температуры отжига формируются ближе к границе раздела металл-

полупроводник. В некоторых работах в качестве причины шероховатости поверхности контакта на основе Ti/Al/Ni/Au рассматривается лишь формирование фазы Al-Au [80].

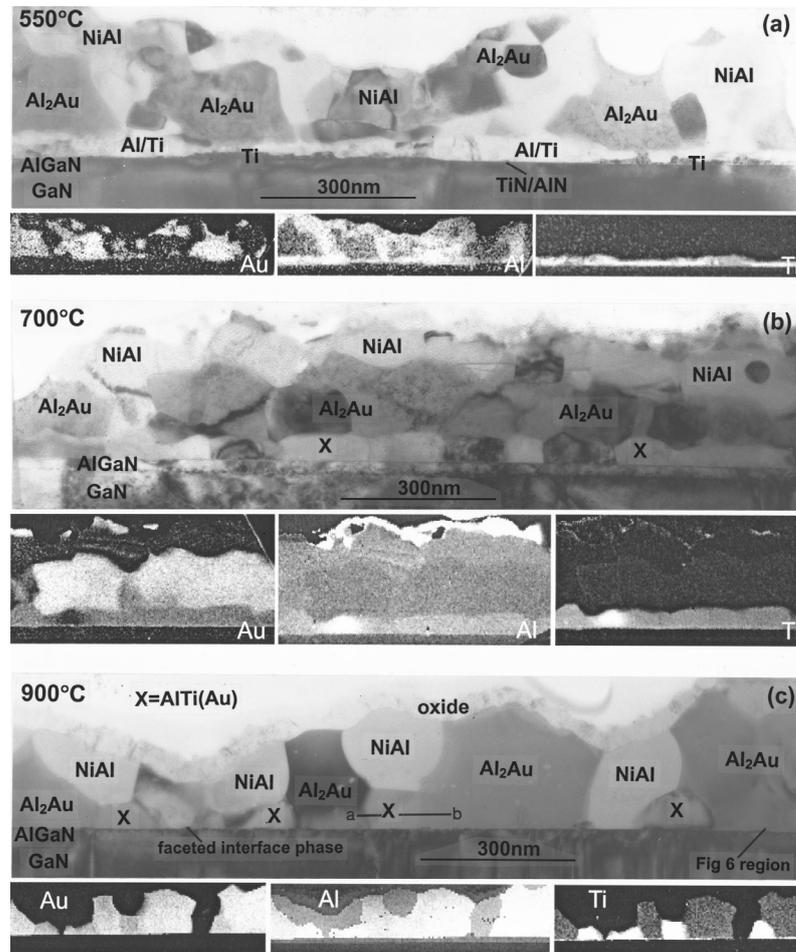


Рисунок 16 – Изображения ПЭМ и соответствующие карты распределения Au, Al и Ti для образцов Au/Ni/Al/Ti/AlGaN/GaN, отожженных при 550 °C (а), 700 °C (и), 900 °C (с) [69]

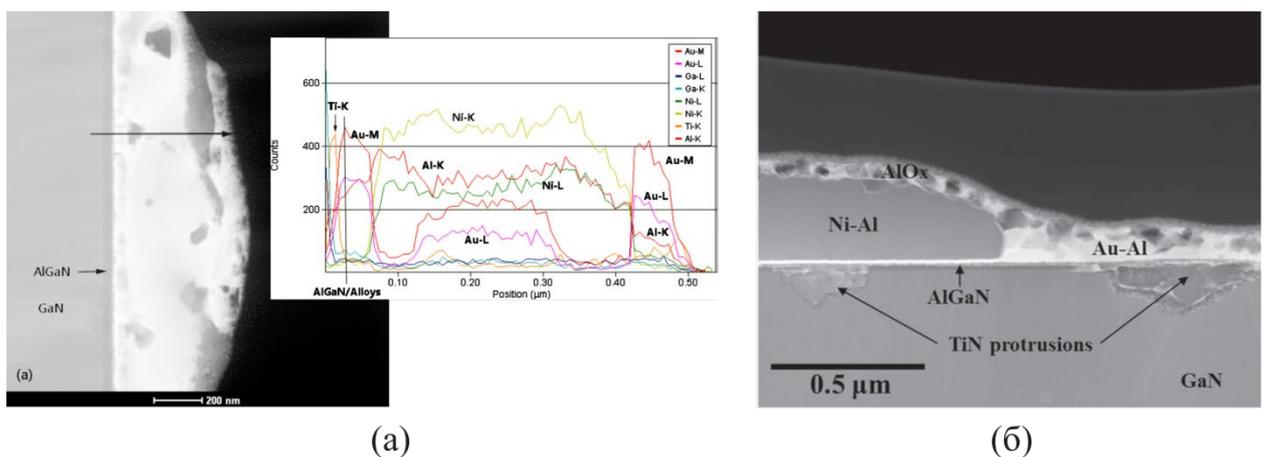


Рисунок 17 –Изображения ПЭМ поперечного сечения омических контактов на основе Ti/Al/Ni/Au, на которых присутствуют конгломераты Ni-Au, влияющие на шероховатость поверхности контакта: Ti/Al/Ni/Au (20/160/50/100 нм), 900°C – 30 с (EDX спектр сделан вдоль стрелки) [Gong, 2010] (а); Ti/Al/Ni/Au (15/80/20/100 нм), 850 °C – 30 с [78] (б)

Исследования зависимости контактного сопротивления и морфологии поверхности омических контактов на основе Ti/Al/Ni/Au от соотношения толщин слоев Ti/Al были проведены в [81; 77]. Контакты в обеих работах были изготовлены на гетероструктурах AlGaIn/GaN. В [77] исследовались образец без слоя Al и образцы с соотношениями Ti/Al равными 1/1.5, 1/5 и 1/7 (образцы 1, 2, 3, 4, соответственно). Толщины остальных слоев были следующими: 20/x/40/100 нм. Зависимости контактного сопротивления от температуры отжига представлены на рисунке 18. Оптимальным оказалось соотношение Ti/Al, равное 1/5, при этом было обнаружено, что в образце без слоя Al практически весь слой Ti прореагировал с AlGaIn, что привело к образованию кластеров вакансий на границе раздела металл-полупроводник [45]. Толщины слоя Al в образце 2, по всей видимости, все еще не было достаточно, чтобы избежать образования кластеров. С другой стороны, слой Al с большей толщиной в образце 4 «потребляя» слишком много Ti для формирования Ti-Al подавлял образование TiN, тем самым также ухудшая контактное сопротивление. Следует отметить, что образец с оптимальным соотношением Ti/Al 1/5 продемонстрировал поверхность с наименьшей шероховатостью. В работе [81] было исследовано два образца Ti/Al/Ni/Au (20/x/55/45 нм) с соотношениями Ti/Al равными 1/6 и 1/9. Соответствующие значения контактных сопротивлений образцов, отожженных при 870 °C в течение 50 с, составили 0.239 Ом·мм ( $9.7 \cdot 10^{-7}$  Ом·см<sup>2</sup>) и 3.2 Ом·мм ( $2.13 \cdot 10^{-4}$  Ом·см<sup>2</sup>). Для образца с соотношением Ti/Al 1/6, было обнаружено образование TiN вдоль дислокаций вплоть до слоя GaN, что возможно привело к получению хороших электрических характеристик. Морфология поверхности данного контакта также оказалось намного лучше, чем у контакта с большей толщиной Al.

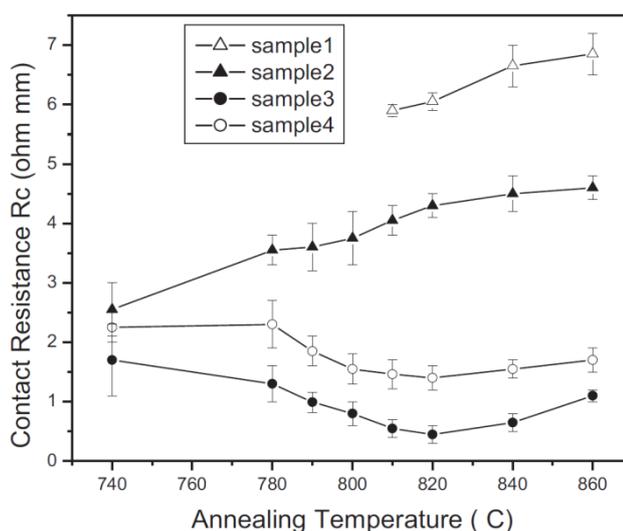


Рисунок 18 – Зависимость контактного сопротивления  $R_c$  от температуры отжига для различных соотношений толщин слоев Ti/Al [77]

Параметры ( $\rho_c$ ,  $R_c$ ,  $gms$  – среднеквадратичная шероховатость) полученных в различных работах омических контактов на основе системы металлизации Ti/Al/Ni/Au в зависимости от толщин металлов, соотношения Ti/Al, конструкции гетероструктуры и режима отжига представлены в таблице 4.

Таким образом, по сравнению с омическими контактами на основе Ti/Al, которые в зависимости от соотношения Al и Ti могут быть низкотемпературными и высокотемпературными, контакты на основе Ti/Al/Ni/Au становятся омическими после отжига при температурах более 700 °С. Механизм формирования омического контакта, судя по всему, также как и в случае с Ti/Al, основан на образовании слоя TiN на границе раздела металл-полупроводник и вакансий N в слое полупроводника и/или связан с низкой работой выхода электронов из TiN. Следует отметить, что влияние Au, находящегося вблизи границы раздела, не до конца ясно. Также для гетероструктур AlGaIn/GaN наблюдалось образование TiN вдоль пронизывающих дислокаций [79; 17; 82; 81]. При этом может наблюдаться непосредственная «закоротка» контактной металлизации с двумерным электронным газом. К недостаткам системы металлизации Ti/Al/Ni/Au следует отнести неприемлемую морфологию омических контактов, что, по всей видимости, связано с образованием фаз Al-Au и Al-Ni.

Таблица 4 – Параметры омических контактов на основе Ti/Al/Ni/Au, полученных в различных работах

Ссылка	Толщины металлов, нм	Соотн. Ti/Al	Структура	Режим отжига	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$R_c$ , Ом·мм	$gms$ , нм
[64]	Ti/Al/Ni/Au (15/220/40/50)	1/14.7	n-GaN (500 нм, $4.0 \times 10^{17}$ ) n-GaN (2 мкм, $3.0 \times 10^{18}$ ) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	900°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$8.9 \cdot 10^{-8}$	-	-
[66]	Ti/Al/Ni/Au (15/220/40/50)	1/14.7	n-GaN (2 мкм, $6.0 \times 10^{17}$ ) AlN Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	900°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$1.0 \cdot 10^{-5}$	-	38
[69]	Ti/Al/Ni/Au (15/220/40/50)	1/14.7	Al <sub>0.24</sub> Ga <sub>0.76</sub> N (30 нм) n-GaN (1 мкм, $1.0 \times 10^{18}$ ) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	700°C - 60 с, Ar	$2.8 \cdot 10^{-6}$	0.15	-
[68]	Ti/Al/Ni/Au (25/80/20/100)	1/3.2	n-GaN ( $1.1 \times 10^{18}$ ) GaN (200 нм, нелегир.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1100°C - 2 мин, Ar	$1.3 \cdot 10^{-5}$	-	Ra = 41.9
[83]	Ti/Al/Ni/Au (30/180/40/150)	1/6	Al <sub>0.25</sub> Ga <sub>0.75</sub> N (5 нм, n.i.d.) Al <sub>0.25</sub> Ga <sub>0.75</sub> N (10 нм, $1.0 \times 10^{19}$ ) Al <sub>0.25</sub> Ga <sub>0.75</sub> N (3 нм, n.i.d.) GaN (2 мкм, n.i.d.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	900°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$7.3 \cdot 10^{-7}$	0.2	-

[84]	Ti/Al/Ni/Au (20/20/20/200)	1/1	n-GaN (2 мкм, $2.2 \times 10^{18}$ ) GaN (0.6 мкм, нелегир.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	600°C - 10 мин => 900°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$9.65 \cdot 10^{-7}$	-	-
[67]	Ti/Al/Ni/Au (30/120/40/50)	1/4	Al <sub>0.25</sub> Ga <sub>0.75</sub> N (27 нм, нелегир.) GaN (1.2 мкм, нелегир.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	700°C - 60 с	$6.5 \cdot 10^{-6}$	0.49	46.5
[73]	Ti/Al/Ni/Au (15/60/35/50)	1/4	Al <sub>0.30</sub> Ga <sub>0.70</sub> N (24 нм, нелегир.) GaN (0.6 мкм, ПИ) AlGaN (100 нм) Si (111)	750°C - 30 с	$4.2 \cdot 10^{-6}$	0.4	-
[80]	Ti/Al/Ni/Au (15/200/50/50) Ti/Al/Ni/Au (100/200/50/50)	1/13.3 1/2	AlGaN (0.5 мкм, $2 \times 10^{18}$ ) Si (111)	850°C - 60 с, Ar	$4.8 \cdot 10^{-5}$ $3.5 \cdot 10^{-4}$	- -	30.6 22.3
[72]	Ti/Al/Ni/Au (15/200/50/50)	1/13.3	n-GaN (2 мкм, $2 \times 10^{18}$ ) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	750°C - 60 с, Ar	$1.1 \cdot 10^{-5}$	-	40.6 – 46.6
[85]	Ti/Al/Ni/Au (10/50/20/30)	1/5	AlGaN ( $3 \times 10^{19}$ ) GaN	830°C - 15 с	-	0.371	-
[86]	Ti/Al/Ni/Au (12/200/40/100)	1/16.7	Al <sub>0.26</sub> Ga <sub>0.74</sub> N GaN SiC	900°C - 30 с	-	0.15	-
[74]	Ti/Al/Ni/Au (10/100/40/150)	1/10	GaN cap (5 нм) Al <sub>0.3</sub> Ga <sub>0.7</sub> N (25 нм) GaN Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	775°C - 60 с, N <sub>2</sub>	$4.5 \cdot 10^{-5}$	-	-
[76]	Ti/Al/Ni/Au (20/160/50/100)	1/8	Al <sub>0.25</sub> Ga <sub>0.75</sub> N (25 нм, нелегир.) GaN (2 мкм, нелегир.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	900°C - 30 с, N <sub>2</sub>	-	-	165.63
[81]	Ti/Al/Ni/Au (20/120/55/45)	1/6	Al <sub>0.215</sub> Ga <sub>0.785</sub> N (22 нм, u.i.d.) GaN (2 мкм) AlN (0.5 мкм) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	870°C - 50 с, N <sub>2</sub>	$9.7 \cdot 10^{-7}$	0.239	84
[17]	Ti/Al/Ni/Au (15/200/50/50)	1/13.3	AlGaN (50 нм, $5 \times 10^{17}$ ) GaN (3 мкм, лег. Fe, ПИ) n-GaN (10 нм) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	850°C - 60 с, Ar	$7 \cdot 10^{-5}$	-	-
[77]	Ti/Al/Ni/Au (20/100/40/100)	1/5	GaN cap (2 нм, нелегир.) Al <sub>0.28</sub> Ga <sub>0.72</sub> N (27 нм, нелегир.) AlN (1 нм) GaN (2 мкм) SiC	820°C - 30 с, N <sub>2</sub>	-	0.3 - 0.6	Ra = 100
[87]	Ti/Al/Ni/Au	-	Al <sub>0.25</sub> Ga <sub>0.75</sub> N (20 нм) GaN (2 мкм, u.i.d.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	850°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$8 \cdot 10^{-5}$	-	Ra = 54.6
[34]		1/13	Al <sub>0.26</sub> Ga <sub>0.74</sub> N (16 нм)	800°C - 60 с, Ar	$2.4 \cdot 10^{-5}$	1.14	37.9

	Ti/Al/Ni/Au (15/200/50/50)		GaN Si				
[88]	Ti/Al/Ni/Au (25/140/40/50)	1/5.6	Al <sub>0.3</sub> Ga <sub>0.7</sub> N (25 нм) GaN SiC	830°C - 30 с, N <sub>2</sub>	-	0.67	68
[89]	Ti/Al/Ni/Au (20/120/50/60)	1/6	Al <sub>0.20</sub> Ga <sub>0.80</sub> N (20 нм) GaN/AlGaN (5 мкм) Si (100)	850°C - 30 с	-	0.52	-
[35]	Ti/Al/Ni/Au (20/120/45/55)	1/6	Al <sub>0.26</sub> Ga <sub>0.74</sub> N (25 нм) GaN (5 мкм) Si	875°C - 30 с, N <sub>2</sub>	9.6·10 <sup>-5</sup>	-	-
[90]	Ti/Al/Ni/Au	-	GaN cap (2 нм) Al <sub>0.25</sub> Ga <sub>0.75</sub> N (20 нм) GaN SiC	860°C - 30 с, N <sub>2</sub>	2.7·10 <sup>-5</sup>	-	101
				лазерный отжиг	~6·10 <sup>-5</sup>	-	16.5

### 1.3.4.2 Система металлизации Ti/Al/Mo/Au

Использование барьерного слоя на основе Mo в системе металлизации Ti/Al/x/Au позволяет получать низкоомный омический контакт с гладкой морфологией поверхности и с ровной кромкой контактных площадок. В [73] данный факт связывают с высокой температурой плавления Mo. Еще одним преимуществом использования данного металла является то, что в пределах 850 °C растворимость Au в нем менее 1%, тогда как, например, у Ni и Pd она достигает 100% [91].

Как сообщается в [91], омический контакт на основе Ti/Al/Mo/Au, полученный после отжига при 850 °C в течение 30с, выдерживает испытание на термостабильность при 500 °C в течение 360 ч. В [9, 92] были проведены дополнительные исследования термостабильности данного контакта при температурах 500, 600, 700, 750 и 850 °C в течение 25 часов. Ухудшение контактного сопротивления произошло после выдержки при 700 °C в течение 8.5 часов. При 850 °C омический контакт деградировал после 1 часовой выдержки, при этом с помощью Оже электронной спектроскопии была (ОЭС) обнаружена диффузия Au в полупроводник, а также существенное окисление поверхности металлизации. Следует также отметить, что значение среднеквадратичной шероховатости поверхности после испытания при 850 °C в течение 5 ч увеличилось от 26 нм до 44 нм. Таким образом, было показано, что омический контакт на основе системы металлизации Ti/Al/Mo/Au может выдержать испытание на термостабильность при 600 °C не менее 25 часов.

Еще одна особенность омического контакта на основе Ti/Al/Mo/Au была описана в [93]. Было проведено сравнение электрических характеристик контактов на основе Ti/Al/Ni/Au, Ti/Al/Ir/Au и Ti/Al/Mo/Au, изготовленных на шести гетероструктурах AlGaIn/GaN, выращенных различными производителями (методами MBE и MOCVD), на одинаковых подложках из SiC. В результате все шесть контактов с барьерным слоем Mo продемонстрировали контактные сопротивления менее 1.1 Ом·мм. Остальные системы металлизации с содержанием Ni и Ir показали заметный разброс значений контактных сопротивлений от структуры к структуре.

Механизм формирования омического контакта на основе Ti/Al/Mo/Au (15/60/35/50 нм) к гетероструктуре AlGaIn/GaN был исследован в работах [82; 85; 94]. В [82] изменение микроструктуры контакта в зависимости от температуры отжига (400, 500, 600, 700, 850 и 950 °C) было проанализировано с помощью ПЭМ (рисунок 19). При температурах ниже 500 °C ВАХ контакта была выпрямляющей. При 400 °C наблюдалась диффузия Au в слой Mo на 20 нм. При 500 °C на границе раздела металл-полупроводник

было обнаружено образование тонкого слоя TiN (2 нм), а в слое металлизации были обнаружены интерметаллические фазы AlAu, AlAu<sub>4</sub> и AlAu<sub>2</sub>Ti. После отжига при температуре 700 °С тонкий слой TiN также присутствовал, а барьерный слой Mo полностью утратил свою целостность, а именно на фоне интерметаллидной фазы Al-Au наблюдались зерна Mo с 16 % содержанием Al. Минимальное значение контактного сопротивления было получено при 850 °С. В слое полупроводника вдоль дислокаций наблюдались островковые образования TiN, которые достигали ДЭГ и занимали примерно 30% от всей площади контактной площадки. При повышении температуры отжига до 950 °С произошло увеличение размеров TiN островков со 120 нм в длину и 40 нм в глубину до 370 и 200 нм, соответственно. При этом на границе TiN/GaN был обнаружен слой Au толщиной от 5 до 20 нм. В [4] было предположено, что деградация контакта (увеличение контактного сопротивления) при температурах выше 800 °С происходит из-за увеличения количества и размеров островков TiN, что в свою очередь приводит к уменьшению эффективной толщины слоя AlGaN и снижению слоевой концентрации в ДЭГ. В [85] был описан дополнительный механизм, улучшающий параметры контакта. В результате рентгеновского микроанализа были обнаружены пики, соответствующие фазам GaMo<sub>3</sub> и Al<sub>2</sub>Au. Было предположено, что сначала происходит реакция Al и Mo с образованием фазы Al-Mo, затем имеет место реакция замещения этой фазы с AlGaN и при этом образуются фаза Ga-Mo в слое металлизации и вакансии Ga в полупроводнике, в результате чего нарушается зарядовое равновесие в кристаллической решетке. Чтобы снять дисбаланс, близлежащие атомы N переходят в свободные позиции в подрешетке Ga, создавая вакансии N. Следовательно, под контактом образуются сильнолегированные области, приводящие к увеличению туннельной составляющей тока и соответственно уменьшению контактного сопротивления.

Зависимость контактного сопротивления от толщины слоя Mo была получена в [92]. В результате для контакта Ti/Al/Mo/Au (15/60/x/50 нм) при увеличении толщины барьерного слоя от 25 до 50 нм не наблюдалось заметного изменения электрических свойств. В [95] было проведено сравнение контактов на основе систем Ti/Al/Mo/Au (15/90/40/50 нм) и Ti/Al/Mo/Au (30/150/40/50 нм) при соотношениях Ti/Al 1/6 и 1/5, соответственно. Контактное сопротивление второго образца оказалось немного лучше, чем у первого (0.4 Ом·мм относительно 0.5 Ом·мм), однако, поверхность и кромка контактных площадок были заметно хуже. Было предположено, что латеральное растекание металлизации при высоких температурах отжига связано с низкой температурой плавления и большой толщиной слоя Al.

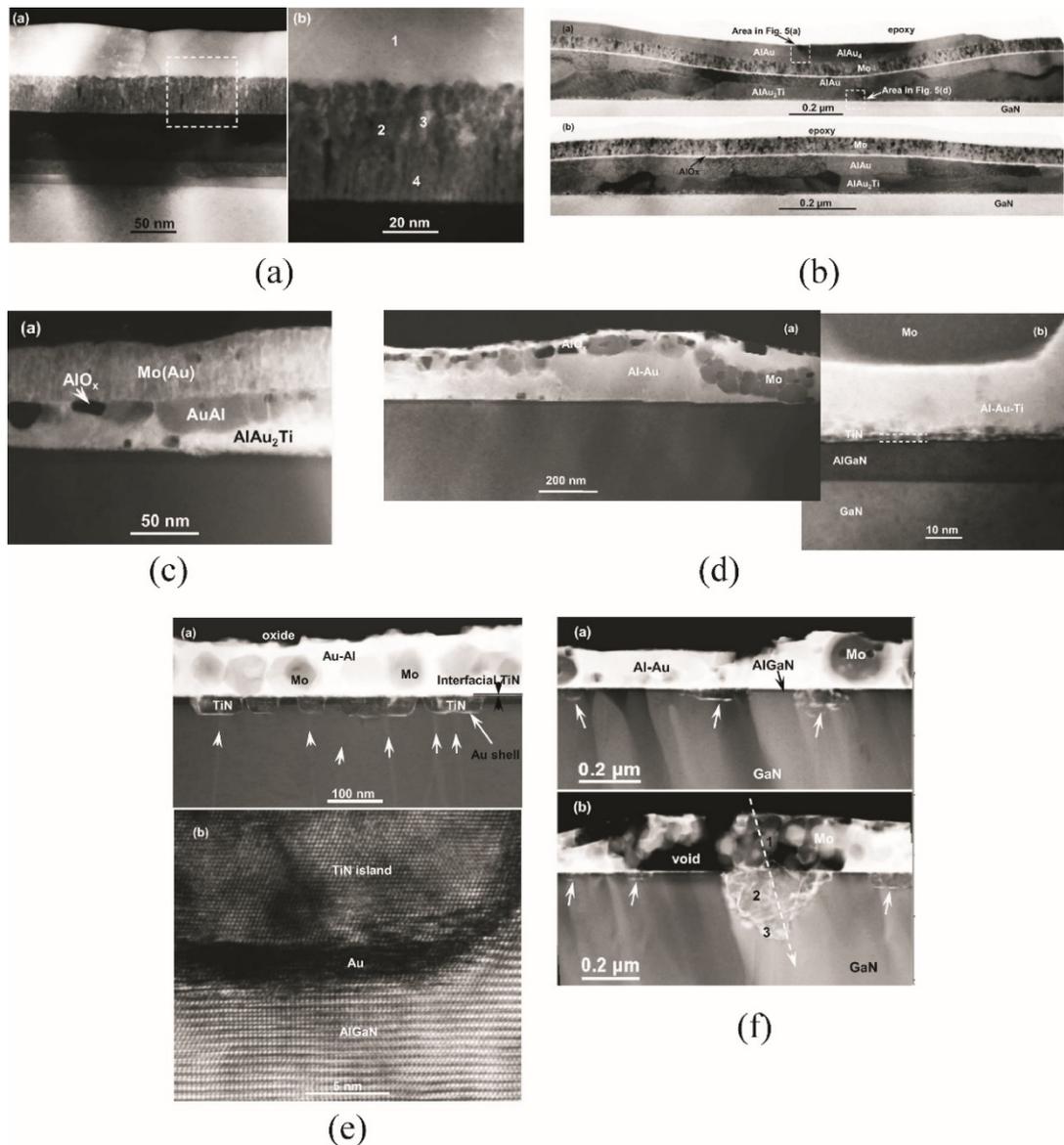


Рисунок 19 –Изображения ПЭМ поперечных сечений контактов Ti/Al/Mo/Au к AlGaIn/GaN, отожженных при температурах 400 (a), 500 (b), 600 (c), 700 (d), 850 (e) и 950 °C (f) [82]

Таким образом, на основе системы металлизации Ti/Al/Mo/Au можно получить низкоомный, термостабильный омический контакт, имеющий ровную кромку и гладкую морфологию поверхности. Еще одним преимуществом данной системы металлизации является возможность получения низкоомных контактов к гетероструктурам AlGaIn/GaN, независимо от метода и режимов их роста. Механизм формирования омических контактов на основе Ti/Al/Mo/Au не отличается от такового для системы металлизации Ti/Al/Ni/Au, однако может иметь дополнительный путь улучшения характеристик за счет образования фазы GaMo<sub>3</sub>.

Параметры полученных в различных работах омических контактов к GaN и AlGaIn/GaN на основе системы металлизации Ti/Al/Mo/Au представлены в таблице 5.

Таблица 5 – Параметры омических контактов на основе Ti/Al/Mo/Au, полученных в различных работах

Ссылка	Толщины металлов, нм	Соотн. Ti/Al	Предв. плазм. обраб.	Структура	Режим отжига	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$R_c$ , Ом·мм	rms, нм
[96]	Ti/Al/Mo/Au (15/60/35/50)	1/4	SiCl <sub>4</sub> - 60 с	Al <sub>0.28</sub> Ga <sub>0.72</sub> N (25 нм, 2×10 <sup>18</sup> ) GaN (1 мкм, uid) AlN buffer Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	800°C - 30 с, N <sub>2</sub>	4.5·10 <sup>-7</sup>	0.20	-
[91]	Ti/Al/Mo/Au (15/60/35/50)	1/4	SiCl <sub>4</sub>	n-GaN (1 мкм, 1×10 <sup>18</sup> ) GaN (1 мкм, нелег.) AlN buffer Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	850°C - 30 с, N <sub>2</sub>	4.7·10 <sup>-7</sup>	-	17
[92]	Ti/Al/Mo/Au (15/60/25/50)	1/4	SiCl <sub>4</sub>	n-GaN (1 мкм, 1×10 <sup>18</sup> ) GaN (1 мкм, нелег.) AlN buffer Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	850°C - 30 с, N <sub>2</sub>	1.5·10 <sup>-6</sup>	0.13	26
[9]	Ti/Al/Mo/Au (15/60/35/50)	1/4	SiCl <sub>4</sub> - 60 с	Al <sub>0.20</sub> Ga <sub>0.80</sub> N (25 нм, 2×10 <sup>18</sup> ) GaN (1 мкм, uid) AlN buffer Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	800°C - 30 с, N <sub>2</sub>	3·10 <sup>-6</sup>	0.38±0.04	48
[94]	Ti/Al/Mo/Au (15/60/35/50)	1/4	SiCl <sub>4</sub> - 60 с	Al <sub>0.30</sub> Ga <sub>0.70</sub> N (21.5 нм, 2×10 <sup>18</sup> ) GaN (2 мкм, uid) AlN buffer Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	850°C - 30 с, N <sub>2</sub>	2.96·10 <sup>-7</sup>	0.172	36
[95]	Ti/Al/Mo/Au (30/150/40/50)	1/5	нет	GaN cap (1 нм, нелегир.) Al <sub>0.38</sub> Ga <sub>0.62</sub> N (25 нм, нелегир.) GaN buffer (80 нм, нелегир.) AlN nucl. (10 нм, нелегир.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	800°C - 30 с, N <sub>2</sub>	-	менее 0.4	-
[85]	Ti/Al/Mo/Au (10/50/20/30) Ti/Al/Mo/Au (10/50/40/30)	1/5	-	AlGaIn (3×10 <sup>19</sup> ) GaIn	830°C - 15 с	- -	0.429 0.420	- -
[73]	Ti/Al/Mo/Au (15/60/35/50)	1/4	SiCl <sub>4</sub>	Al <sub>0.30</sub> Ga <sub>0.70</sub> N (24 нм, нелегир.) GaIn (0.6 мкм, ПИ) AlGaIn (100 нм) Si (111)	750°C - 30 с	1·10 <sup>-6</sup>	0.32	-
[4]	Ti/Al/Mo/Au (15/60/35/60)	1/4	-	Al <sub>0.25</sub> Ga <sub>0.75</sub> N (25 нм, uid) GaIn (1 мкм, uid) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	750-800°C - 30 с, N <sub>2</sub>	7.7·10 <sup>-6</sup>	-	Ra = 213
[87]	Ti/Al/Mo/Au	-	-	Al <sub>0.25</sub> Ga <sub>0.75</sub> N (20 нм) GaIn (2 мкм, uid) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	850°C - 30 с, N <sub>2</sub>	1.5·10 <sup>-6</sup>	-	Ra = 32.5

## **1.4 Омические контакты на основе других систем металлизаций**

В качестве омического контакта к GaN кроме Ti, Al и Au также исследовались такие металлы как Cr, Hf, V, Ta, Mo и другие.

### **1.4.1 Омические контакты на основе Cr**

Омические контакты на основе Cr, Cr/Al и Cr/Al/Ni/Au были исследованы в работах [97; 98]. Контакт на основе Cr продемонстрировал омические характеристики непосредственно после напыления и оставался таковым вплоть до 1000 °С. На основе этого было сделано предположение, что образуется соединение CrN, которое при отжиге не меняет своего состава, из-за отсутствия дополнительных верхних слоев Al или Al/Ni/Au. Для омических контактов на основе Cr/Al и Cr/Al/Ni/Au значения переходного контактного сопротивления были примерно на порядок лучше и составили в среднем  $3.0 \cdot 10^{-5}$  Ом·см<sup>2</sup>. При этом морфология поверхности Cr/Al контакта оказалось намного лучше. В [3] был продемонстрирован невжигаемый омический контакт к n-GaN на основе Cr/Au с контактным сопротивлением  $5.6 \cdot 10^{-5}$  Ом·см<sup>2</sup>, что было сравнимо с таковым для Ti/Al/Ti/Au контакта непосредственно после напыления и после отжига при 800 °С. Стоит отметить, что на сегодняшний день более детальные исследования омических контактов на основе Cr отсутствуют.

### **1.4.2 Омические контакты на основе Hf**

Низкоомный омический контакт к GaN на основе системы металлизации Hf/Al/Ni/Au был получен в [6]. Минимум контактного сопротивления был достигнут после отжига при 650 °С, при этом изготовленный референсный омический контакт на основе Ti/Al/Ni/Au продемонстрировал примерно такие же характеристики, но в интервале температур отжига от 750 до 850 °С. Низкоомный омический контакт на основе Hf/Al/Mo/Au к нелегированной Al<sub>0.25</sub>Ga<sub>0.75</sub>N/GaN после отжига при 700 °С был получен в [4]. Исследования с помощью вторичной ионной масс спектроскопии (SIMS) и рентгеновской дифрактометрии (XRD), проведенные в [6], показали для омического контакта на основе Hf/Al/Ni/Au наличие фаз Hf-Al и Hf-Al-N, которые, возможно, играют важную роль при его формировании.

### **1.4.3 Омические контакты на основе V**

Использование V в качестве омического контакта к GaN или AlGaN/GaN было продиктовано тем обстоятельством, что соединение VN, которое может образоваться на

границе раздела металл-полупроводник, имеет низкую работу выхода электронов (3.56 эВ) [99]. Первые низкоомные омические контакты на основе V, а именно систем металлизаций V/Al/Pt/Au, V/Al/Pd/Au, V/Al/Mo/Au и V/Al/V/Au, были представлены в [100; 101; 102]. В последних двух работах контакты изготавливались на структурах  $Al_xGa_{1-x}N$  с высоким содержанием Al ( $x = 0.44$  и  $0.60$ ). Следует отметить, что все контакты (с соответствующими толщинами 15/85/20/95 нм) непосредственно после напыления продемонстрировали выпрямляющие характеристики. Наилучшие значения  $\rho_c$  были получены для V/Al/Pd/Au и V/Al/V/Au омических контактов при температурах 850 и 700 °C (в течение 30 с), соответственно. Также V/Al/V/Au омический контакт имел относительно гладкую морфологию поверхности. Электрические свойства омического контакта на основе V/Al/V/Au (15/80/20/100 нм) в зависимости от содержания Al в слое  $Al_xGa_{1-x}N$  были исследованы в [102]. С увеличением содержания Al с 0 до 70 % минимальное значение  $\rho_c$  оставалось неизменным ( $1.0 \cdot 10^{-5}$  Ом·см<sup>2</sup>), однако при этом наблюдалось монотонное повышение температуры отжига от 650 до 1000 °C.

В [102] был получен противоположный результат: контакт на основе V/Al/Mo/Au к  $n-Al_{0.6}Ga_{0.4}N$  во всем диапазоне температур отжига оставался выпрямляющим. Однако в [9; 4; 103], как и в приведенных выше работах, к GaN и гетероструктуре  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  с содержанием алюминия менее 30 % на основе системы металлизации V/Al/Mo/Au были получены низкоомные омические контакты.

Сравнения с омическими контактами на основе Ti показали, что на основе V можно получить более низкоомный омический контакт с более гладкой морфологией поверхности [4; 100; 103; 104; 105]. При этом данные контакты становятся омическими при сравнительно более низких температурах отжига. Однако испытания на термостабильность показали, что электрические свойства омического контакта на основе V/Al/Mo/Au начинают стремительно деградировать при температуре 600 °C, тогда как омический контакт на основе Ti/Al/Mo/Au выдерживает 8.5 ч при 700 °C [9]. Однако, следует отметить, что эти контакты отжигались при 700 и 800 °C, соответственно.

На сегодняшний день существует несколько мнений относительно механизма формирования омических контактов на основе V. В [104] энегодисперсионный анализ поперечного сечения омического контакта на основе V/Al/V/Ag показал наличие фаз V-Al, Al-Ag и V-Al-Ag (рис. 20а). Последняя фаза, обнаруженная вблизи границы раздела металл-полупроводник, по предположению авторов, играет важную роль при формировании омического контакта. В [106] для омического контакта на основе V/Al/V/Au к  $n-GaN$  с помощью рентгеновской спектроскопии было показано, что после термического отжига на границе раздела металл-полупроводник наблюдаются области, обогащенные

металлическим Ga, что в свою очередь говорит о возможном формировании VN. В [105] было показано, что наличие слоя Al в системе металлизации V/Al/Ni/Au играет ключевую роль при формировании омического контакта. Было предположено, что во время отжига Al проникает сквозь слой V, образуя слой  $Al_{23}V_4$ , и реагирует с AlGaN с на границе раздела металл-полупроводник (рис. 20б). Данная реакция способствует формированию вдоль дислокаций островковых проникновений металлизации, возможно VN, в полупроводник вплоть до ДЭГ. При этом также была обнаружена существенная диффузия Ga в слой металлизации.

В [78] было проведено сравнение омических контактов на основе V/Ti/Al/Ni/Au (10/20/120/40/50 нм) и Ti/Al/Ni/Au (30/120/40/50 нм), которое показало, что наличие слоя V улучшает контактное сопротивление и морфологию поверхности. Было предположено, что улучшению электрических свойств способствовало отсутствие островков TiN, проникающих на большую глубину в полупроводник, вместо этого на границе раздела был обнаружен тонкий слой TiN, над этим слоем была обнаружена фаза Al-V (рис. 20в). В свою очередь улучшению морфологии поверхности способствовало подавление образования фазы Al-Au из-за образования фаз Ti-V-Au и Ti-Al-Au.

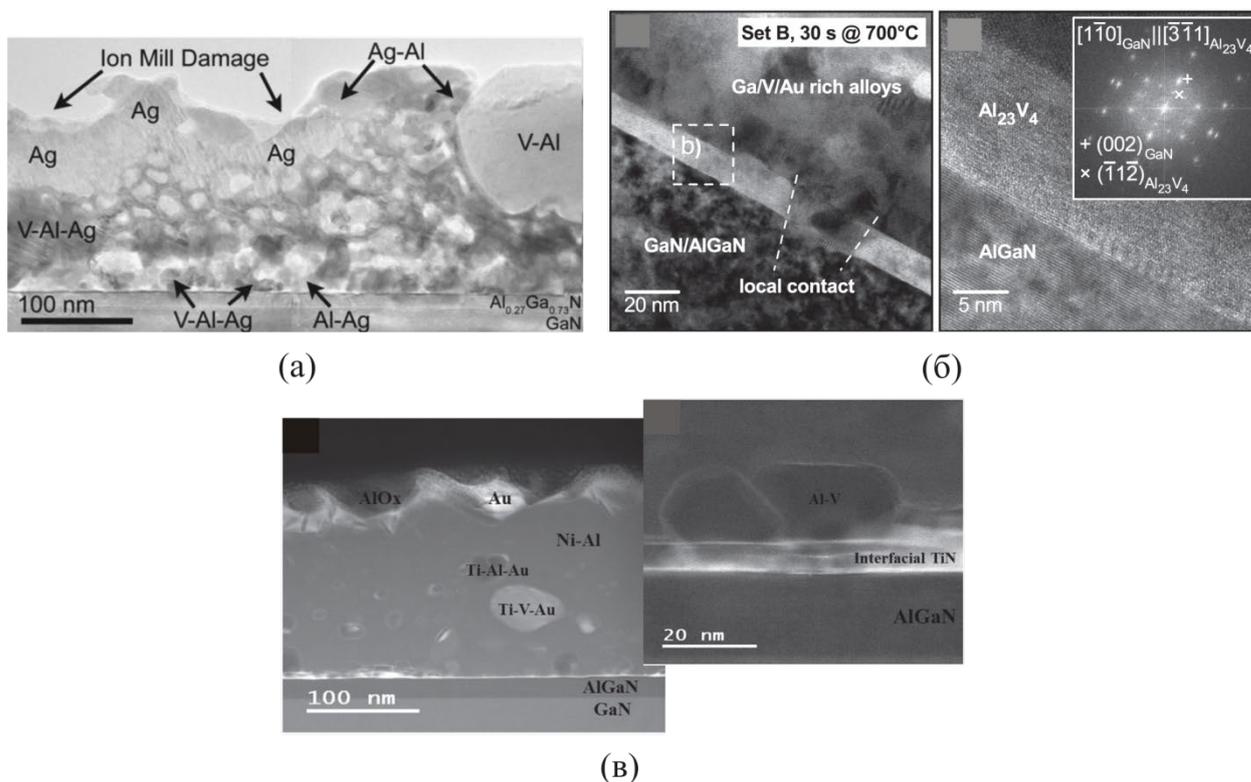


Рисунок 20 – Изображения ПЭМ поперечного сечения различных омических контактов на основе V: V/Al/V/Ag (30/75/20/120 нм), 825 °C – 60 с [104] (а); V/Al/Ni/Au (15/80/20/100 нм), 700 °C – 30 с [105] (б); V-Ti/Al/Ni/Au (10/20/120/40/50 нм), 850 °C – 30 с [78] (в)

В работах [107; 108] были исследованы омические контакты на основе V к n-AlGa<sub>x</sub>N с высоким содержанием Al от 62 до 87 %. В первой работе для n-Al<sub>0.62</sub>Ga<sub>0.38</sub>N было показано, что на основе систем металлизаций V/Al/Ni/Au и V/Al/Ti/Au можно получить более низкоомный омический контакт по сравнению со стандартной системой Ti/Al/Ti/Au, кроме того, было обнаружено, что использование в качестве барьерного слоя Mo и V (V/Al/Mo/Au и V/Al/V/Au) приводит к получению нелинейных ВАХ (рис. 21а) [108]. Соответствующие морфологии поверхности изготовленных контактов представлены на рисунке 21б. Во второй работе было показано, что осаждение тонкого слоя SiN<sub>x</sub> (3 нм) перед напылением системы металлизации V/Al/Ni/Au позволяет улучшить электрические характеристики контакта к n-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N с содержанием Al от 62 до 87 % [107].

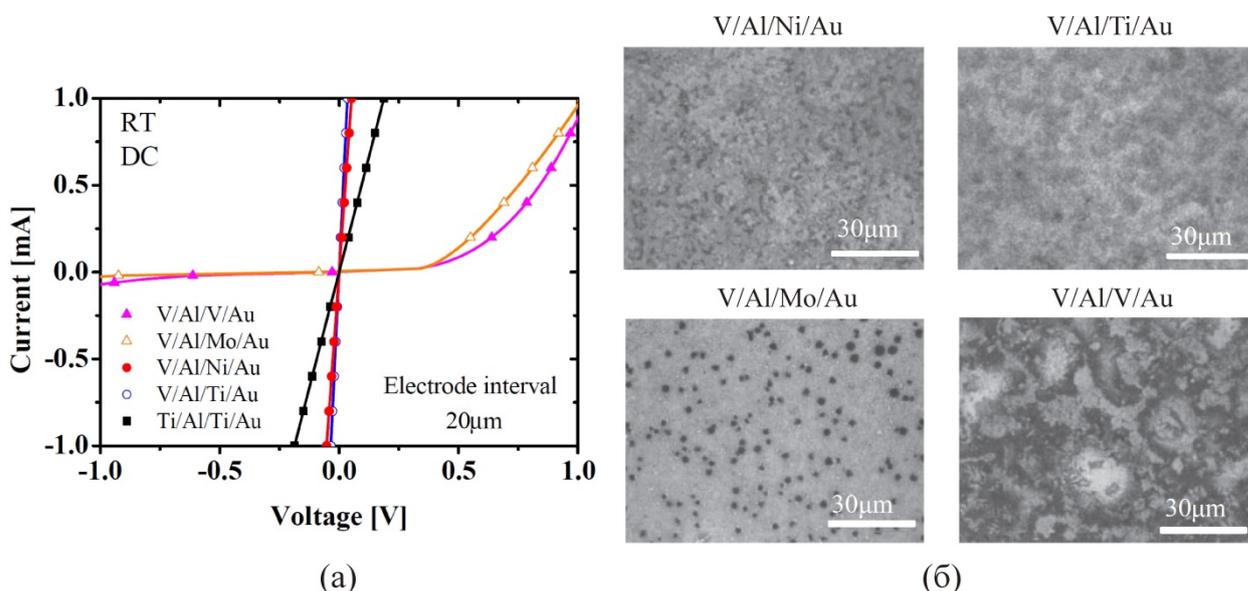


Рисунок 21 – (а) ВАХ контактов на основе систем V/Al/Ni/Au, V/Al/Ti/Au, V/Al/Mo/Au, V/Al/V/Au и Ti/Al/Ti/Au к n-Al<sub>0.62</sub>Ga<sub>0.38</sub>N; (б) морфологии поверхности контактов на основе V/Al/Ni/Au, V/Al/Ti/Au, V/Al/Mo/Au и V/Al/V/Au [108].

Таким образом, на основе V можно получить омический контакт к GaN и AlGa<sub>x</sub>N/GaN с характеристиками, не уступающими таковым для контактов на основе Ti/Al, а именно: получать относительно низкие значения контактного сопротивления, гладкую морфологию поверхности, а также сравнительно низкие температуры отжига. Механизм формирования омического контакта до конца не ясен, но, возможно, важную роль играет наличие слоя Al и образование фазы VN.

Параметры полученных в различных работах омических контактов на основе V к GaN и AlGa<sub>x</sub>N/GaN представлены в таблице 6.

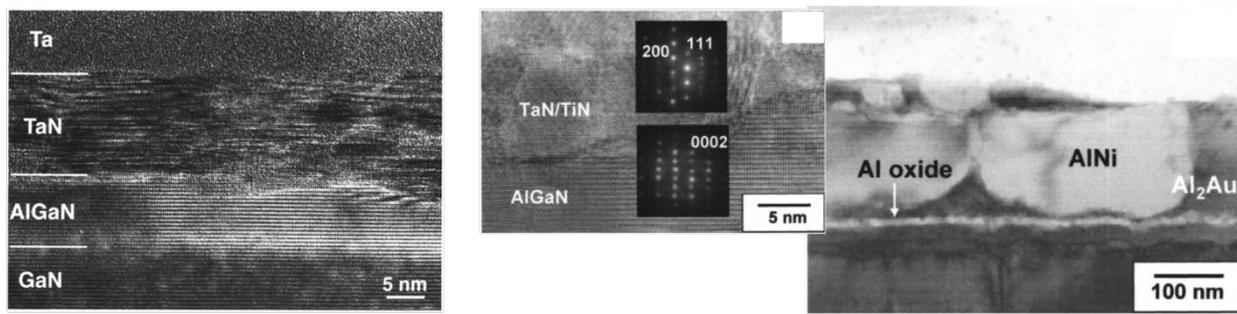
Таблица 6 – Параметры омических контактов на основе V, полученных в различных работах

Ссылка	Толщины металлов, нм	Предв. плазм. обраб.	Структура	Режим отжига	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$R_c$ , Ом·мм	rms, нм
[100]	V/Al/Pt/Au (15/85/50/50)	нет	Al <sub>0,3</sub> Ga <sub>0,7</sub> N cap (7.5 нм, uid) Al <sub>0,3</sub> Ga <sub>0,7</sub> N (15 нм, 3×10 <sup>18</sup> ) Al <sub>0,3</sub> Ga <sub>0,7</sub> N (7.5 нм, uid) GaN buffer (2 мкм) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	750°C - 30 с, N <sub>2</sub>	(5±2)·10 <sup>-6</sup>	0.51±0.08	-
[9]	V/Al/Mo/Au (15/60/35/50)	SiCl <sub>4</sub> - 60 с	Al <sub>0,20</sub> Ga <sub>0,80</sub> N (25 нм, 2×10 <sup>18</sup> ) GaN (1 мкм, uid) AlN buffer Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	700°C - 30 с, N <sub>2</sub>	2.7·10 <sup>-6</sup>	0.35±0.07	41
[102]	V/Al/Pt/Au (15/85/25/75) V/Al/Pt/Au (15/85/25/95) V/Al/Pd/Au (15/85/20/95) V/Al/V/Au (15/85/20/95)	нет	Al <sub>0,6</sub> Ga <sub>0,4</sub> N (100 нм, 8×10 <sup>18</sup> ) Al <sub>0,6</sub> Ga <sub>0,4</sub> N (700 нм) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	750°C - 30 с, N <sub>2</sub> 850°C - 30 с, N <sub>2</sub> 850°C - 30 с, N <sub>2</sub> 700°C - 30 с, N <sub>2</sub>	8·10 <sup>-5</sup> 1.2·10 <sup>-5</sup> 3·10 <sup>-6</sup> 4·10 <sup>-6</sup>	- - - -	- 99 130 39
[104]	V/Al/V/Ag (30/75/20/120) V/Al/V/Ag (30/75/30/95) V/Al/V/Ag (20/75/30/95) V/Al/V/Ag (40/75/30/95) V/Al/V/Au (20/100/20/60)	нет	GaN cap (2 нм, нелегир.) n-Al <sub>0,27</sub> Ga <sub>0,73</sub> N (20 нм) GaN (1.7 мкм, легир. Si) SiC	825°C - 60 с, N <sub>2</sub> 825°C - 60 с, N <sub>2</sub> 825°C - 60 с, N <sub>2</sub> 825°C - 60 с, N <sub>2</sub>	1.7·10 <sup>-6</sup> 6.6·10 <sup>-6</sup> 4.7·10 <sup>-6</sup> 4.5·10 <sup>-6</sup>	0.27 0.51 0.45 0.40	- - - -
[109]	V/Al/V/Au (15/80/20/100)	нет	n-Al <sub>0,07</sub> Ga <sub>1,03</sub> N (0.6-1 мкм) AlN buffer (75 нм) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	650-1000°C (GaN - AlN) - 60 с, N <sub>2</sub>	2·10 <sup>-6</sup>	-	-
[4]	V/Al/Mo/Au (15/60/35/60)	-	Al <sub>0,25</sub> Ga <sub>0,75</sub> N (25 нм, uid) GaN (1 мкм, u.i.d.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	550°C - 30 с, N <sub>2</sub>	1.6·10 <sup>-6</sup>	-	Ra = 87
[103]	V/Al/Mo/Au (15/60/35/60)	нет	GaN (2×10 <sup>18</sup> ) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	600°C - 30 с, N <sub>2</sub>	-	0.35	-
[78]	V-Ti/Al/Ni/Au (10/20/120/40/50)	нет	GaN cap (2 нм) Al <sub>0,25</sub> Ga <sub>0,75</sub> N (20 нм) i-GaN cap (300 нм) GaN (4 мкм, лег. С) Si (111)	850°C - 30 с, N <sub>2</sub>	2.3·10 <sup>-6</sup>	-	11.3
[105]	V/Al/Ni/Au (15/80/20/100) V/Al/Ni/Au (35/80/20/100)	нет	GaN cap (3 нм) Al <sub>0,23</sub> Ga <sub>0,77</sub> N (17 нм) GaN buffer (2 мкм) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	650-800°C - 30 с 750-850°C - 30 с	8.9·10 <sup>-6</sup> - 1.2·10 <sup>-6</sup> ~5·10 <sup>-6</sup>	- -	- -
[108]	V/Al/Ni/Au (20/80/40/100) V/Al/Ti/Au (20/80/40/100)	нет	n-Al <sub>0,62</sub> Ga <sub>0,38</sub> N (1.9·10 <sup>18</sup> см <sup>-3</sup> ) AlN (2.5 мкм)	900°C - 5 мин, N <sub>2</sub> 900°C - 3 мин, N <sub>2</sub>	1,13·10 <sup>-6</sup> 2,90·10 <sup>-6</sup>	- -	- -

V/Al/Mo/Au (20/80/40/100)	Сапфир	900°C – 5 мин, N <sub>2</sub>	2.73·10 <sup>-2</sup>	-	-
V/Al/V/Au (20/80/40/100)		900°C – 4 мин, N <sub>2</sub>	2.84·10 <sup>-2</sup>	-	-

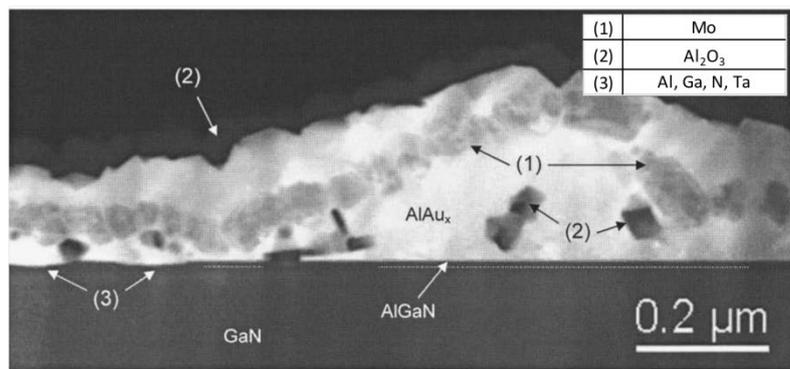
#### 1.4.4 Омические контакты на основе Ta

Еще одним металлом, который может образовать нитридную фазу на границе раздела металл-(Al)GaN, является Ta. Низкоомный омический контакт на основе Ta/Ti/Al к n-AlGaN (28 нм)/GaN был получен в [110; 111]. Во время термического отжига при 950 °C в течение 4 мин Ta прореагировал с полупроводником с образованием TaN (или AlTa<sub>x</sub>N), что более чем в два раза уменьшило эффективную толщину барьерного слоя AlGaN (рис. 22а). В результате имело место туннелирование носителей заряда сквозь потенциальный барьер. Следует отметить, что с увеличением толщины слоя Ta увеличивается толщина образующегося нитридного слоя и уменьшается значение контактного сопротивления. Однако последнее имеет место до тех пор, пока существует ДЭГ. В [94] был исследован омический контакт к n-AlGaN/GaN на основе Ta/Al/Mo/Au. Непосредственно после напыления контакт был выпрямляющим. Минимальное значение контактного сопротивления было получено после отжига при 800 °C в течение 30 с и было равно  $1.09 \cdot 10^{-6}$  Ом·см<sup>2</sup> (0.228 Ом·мм). ПЭМ и энергодисперсионный анализ поперечного сечения контакта продемонстрировали наличие областей с незначительным вплавлением металлизации в полупроводник, которые состояли из твердых растворов Al, Ga, N и Ta (рис. 22в). Подобный результат был получен в [5] при исследовании микроструктуры омических контактов на основе Ta/Al/Ni/Au и Ta/Al/Ta к гетероструктуре AlGaN/GaN (рис. 22г, д). Однако оба контакта имели оптимальные температуры отжига в диапазоне от 550 до 575 °C. Сильно нелинейный контакт на основе Ta/Al (30/90 нм) к AlGaN/GaN был получен в [112]. После термического отжига при 700 °C в течение 60 с граница раздела металл-полупроводник была неоднородна, а именно имелись отдельные области непрореагировавшего Al и зерна TaAl<sub>3</sub>. Вплавления металлизации в слой AlGaN не наблюдалось. В работе [34] для омического контакта к гетероструктуре AlGaN/GaN на основе системы Ta/Al/Ta, полученного после отжига при 600 °C в течение 180 с, также не наблюдалось видимого вплавления металлизации и были обнаружены крупные зерна TaAl<sub>3</sub> (рис. 22е).

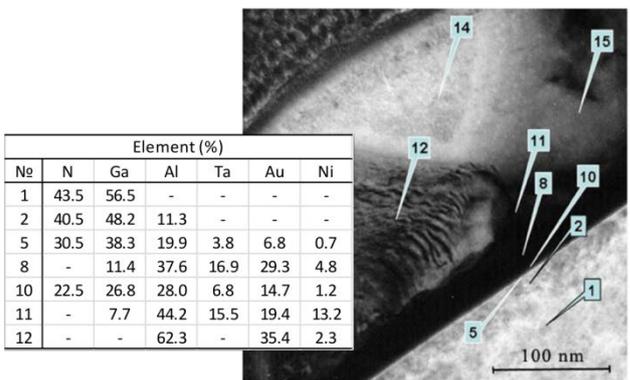


(a)

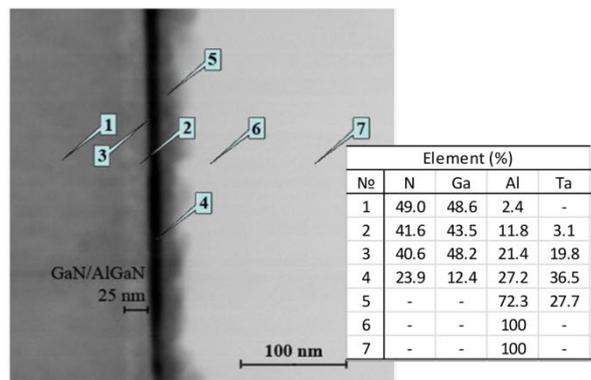
(б)



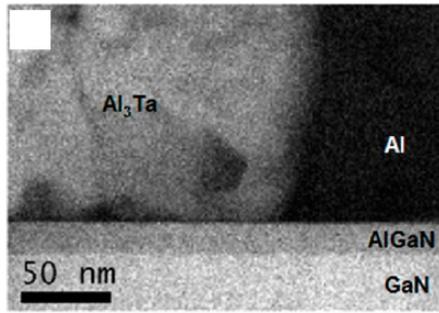
(B)



(Г)



(Д)



(e)

Рисунок 22 – Изображения ПЭМ поперечного сечения различных омических контактов на основе Та: Та/Ti/Al (50/50/50 нм), 950 °С – 4 мин [110] (а); Та/Ti/Al/Ni/Au (10/30/120/40/50 нм), 700 °С – 1 мин [67] (б); Та/Al/Mo/Au (15/60/35/50 нм), 800 °С – 30 с [94] (в); Та/Al/Ni/Au (10/140/40/40 нм), 550 °С – 60 с [5] (г); Та/Al/Ta (10/280/20 нм), 575 °С [5] (д)

Сравнение с омическими контактами на основе Ti/Al, проведенное в [5; 67; 110], продемонстрировало потенциал контактов на основе Ta для получения более низких контактных сопротивлений, гладких морфологий поверхности и ровных кромок контактных площадок.

Таким образом, на основе Ta можно получить низкоомный, низкотемпературный омический контакт с хорошей морфологией. Механизм формирования контакта, вероятно, связан с образованием фазы TaN (или AlTa<sub>x</sub>N), что идентично случаю с Ti. При этом следует отметить, что на сегодняшний день работ, описывающих характеристики омических контактов на основе Ta, относительно мало.

Параметры полученных в различных работах омических контактов на основе Ta к гетероструктурам AlGaN/GaN представлены в таблице 7.

Таблица 7 – Параметры омических контактов на основе Ta, полученных в различных работах

Ссылка	Толщины металлов, нм	Предв. плазм. обраб.	Структура	Режим отжига	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$R_c$ , Ом·мм	$r_{ms}$ , нм
[110]	Ta/Ti/Al (50/50/50)	нет	n-Al <sub>0,24</sub> Ga <sub>0,76</sub> N (25 нм) Al <sub>0,24</sub> Ga <sub>0,76</sub> N (3 нм, нелегир.) i-GaN (1 мкм) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	650°C - 40 с => 850°C - 40 с => 950°C - 4 мин	(5±2)·10 <sup>-7</sup>	0.2±0.1	-
[67]	Ta/Ti/Al/Ni/Au (10/30/120/40/50)	нет	Al <sub>0,25</sub> Ga <sub>0,75</sub> N (27 нм, нелегир.) GaN (1.2 мкм, нелегир.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	700°C - 60 с	7.5·10 <sup>-7</sup>	0.21	28.8
[94]	Ta/Al/Mo/Au (15/60/35/50)	SiCl <sub>4</sub> - 60 с	n-Al <sub>0,30</sub> Ga <sub>0,70</sub> N (21.5 нм, 2×10 <sup>18</sup> ) GaN (2 мкм, uid) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	800°C - 30 с, N <sub>2</sub>	1.09·10 <sup>-6</sup>	0.228	45
[5]	Ta/Al/Ni/Au (10/140/40/40) Ta/Al/Ta/Au (10/280/10/50)	нет	GaN cap (3 нм) Al <sub>0,14</sub> Ga <sub>0,86</sub> N (22 нм)	525-625°C - 60 с, N <sub>2</sub> 625°C - 60 с, N <sub>2</sub>	- -	0.41 2.23	- -
	Ta/Al/Ta (10/280/20)		GaN SiC	550°C - 60 с, N <sub>2</sub>	-	0.06	-
	Ta/Al/Ta (10/280/20)		Al <sub>0,25</sub> Ga <sub>0,75</sub> N (25 нм) GaN SiC	600°C - 60 с, N <sub>2</sub>	-	0.28	-
[19]	Ta/Ti/Al/Mo/Au (10/15/90/40/25)	нет	Al <sub>0,26</sub> Ga <sub>0,74</sub> N AlN GaN Si (111)	825°C - 30 с, N <sub>2</sub>	-	0.4	-
[113]	Ta/Al/Ti (10/300/20)	да	i-GaN cap (2 нм) Al <sub>0,25</sub> Ga <sub>0,75</sub> N (12 нм) GaN Si	550°C - 60 с, N <sub>2</sub>	-	0.4	-

[114]	Ta/Al/Ta (10/300/20)	нет	Al <sub>0,26</sub> Ga <sub>0,74</sub> N (16 нм) GaN (2 мкм, uid) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	600°C - 180 с, Ar	4.0·10 <sup>-4</sup>	-	14.2
-------	-------------------------	-----	---	-------------------	----------------------	---	------

#### 1.4.5 Омические контакты на основе Мо

Мо является тугоплавким металлом с низкой растворимостью Au в нем и с работой выхода электронов из металла, равной 4.6 эВ. В [14] впервые было показано, что на основе Мо можно изготовить омический контакт к n-GaN. Низкоомный омический контакт на основе Мо/Al/Мо/Au (15/60/35/50 нм) к гетероструктуре n-AlGaN (25 нм,  $2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ )/GaN был получен в [9]. Данная системы демонстрировала широкий диапазон температур отжига от 650 до 900 °С, причем в интервале температур до 800 °С значение  $\rho_c$  было на уровне  $0.22 \pm 0.02 \text{ Ом} \cdot \text{мм}$ . Омический контакт выдержал испытания на термостабильность при 500 и 600 °С в течение 50 ч, а при 700 °С в течение 6 ч. На рентгеновских дифрактограммах отожженного образца были обнаружены пики Мо, AlAu<sub>4</sub> и Al<sub>3+x</sub>Mo<sub>1-x</sub>. Отметим, что фаза Мо-N обнаружена не была, что говорит об отличии механизма формирования в сравнении со стандартными омическими контактами на основе Ti/Al/x/Au.

Как сообщалось в [8] к нелегированному AlGaN/GaN можно сформировать омический контакт на основе Мо/Al/Мо/Au (15/60/35/50 нм) после отжига при 500 °С в течение 3 мин со значениями  $\rho_c$  и  $R_c$  равными  $2.63 \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$  и  $0.11 \pm 0.05 \text{ Ом} \cdot \text{мм}$ , соответственно. Возможность получения низкотемпературного низкоомного омического контакта на основе данной системы металлизации к InAlN/AlN/GaN также была показана в [7]. Следует отметить, что в работах [7; 8; 9] для улучшения электрических свойств низкотемпературных контактов непосредственно перед напылением металлизации была проведена плазменная обработка поверхности полупроводника в атмосфере SiCl<sub>4</sub>.

В работе [115] с помощью ПЭМ и энергодисперсионного анализа была исследована микроструктура омического контакта на основе Мо/Al/Мо/Au к GaN(5 нм)/AlGaN(17.5 нм)/GaN. Было показано, что после отжига при 775 °С в течение 5 мин заметного вплавления металлизации в полупроводник не происходит (рис. 23). Однако на границе раздела наблюдается промежуточный слой толщиной около 2.4 нм с содержанием Ga (GaN), Al и Au, что, по мнению авторов, сыграло важную роль при формировании данного омического контакта.

Таким образом, на основе системы металлизации Мо/Al/Мо/Au в широком диапазоне температур отжига от 500 до 900 °С можно получить термически стабильный низкоомный омический контакт с хорошей морфологией. Механизм формирования контакта требует дальнейших исследований.

Параметры полученных в различных работах омических контактов на основе Мо представлены в таблице 8.

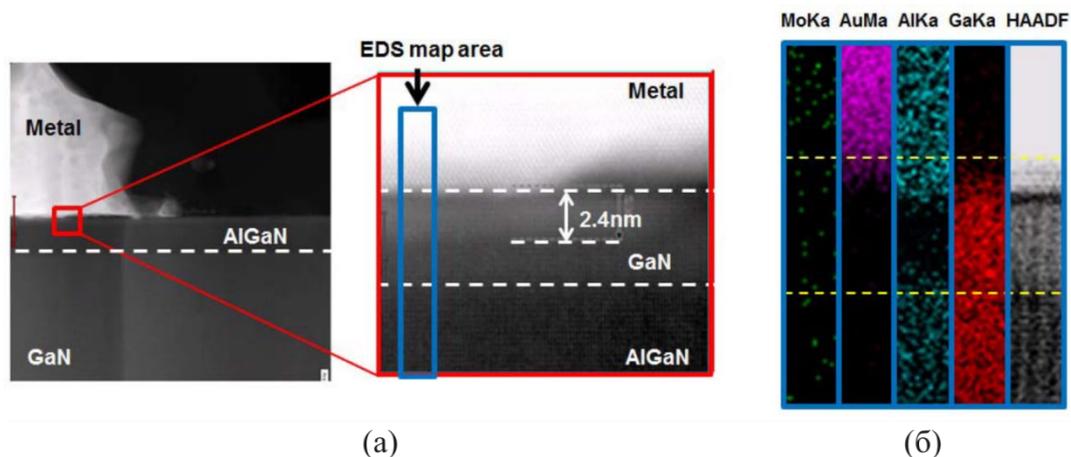


Рисунок 23 – Изображения ПЭМ поперечного сечения различных омических контактов на основе Мо/Al/Мо/Au с соответствующей элементной картой энергодисперсионного анализа [115]

Таблица 8 – Параметры омических контактов на основе Мо, полученных в различных работах

Ссылка	Толщины металлов, нм	Предв. плазм. обраб.	Структура	Режим отжига	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$R_c$ , Ом·мм	rms, нм
[9]	Mo/Al/Mo/Au (15/60/35/50)	SiCl <sub>4</sub> - 60 с	Al <sub>0.20</sub> Ga <sub>0.80</sub> N (25 нм, $2 \times 10^{18}$ ) GaN (1 мкм, uid) AlN buffer Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	650-800°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$9 \cdot 10^{-7}$	0.22±0.02	60
[8]	Mo/Al/Mo/Au (10/40/20/30)	SiCl <sub>4</sub> - 45 с	Al <sub>0.3</sub> Ga <sub>0.7</sub> N (22 нм, нелегир.) GaN (1 мкм, uid) AlN buffer 4H-SiC	500°C - 3 мин, N <sub>2</sub>	$2.63 \cdot 10^{-7}$	0.11±0.05	20
[116]	Mo/Al/Mo/Au (70)	-	Al <sub>0.28</sub> Ga <sub>0.72</sub> N (20 нм) GaN (2 мкм, нелегир.) AlN nucleation 6H-SiC	575°C, N <sub>2</sub>	-	0.35	-
[7]	Mo/Al/Mo/Au (15/60/35/50)	SiCl <sub>4</sub> - 60 с	Al <sub>0.20</sub> Ga <sub>0.80</sub> N (5.6 нм, x <sub>Al</sub> =83%) AlN interlayer GaN buffer AlN nucleation 6H-Si-SiC	650°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$7.8 \cdot 10^{-7}$	0.15	23
[115]	Mo/Al/Mo/Au	нет	GaN cap (2 нм, нелегир.) Al <sub>0.22</sub> Ga <sub>0.78</sub> N (17.5 нм, нелегир.) GaN (1 мкм, нелегир.) Si	775°C - 5 мин, N <sub>2</sub>	$3.2 \cdot 10^{-7}$	0.13	-

## 1.5 Способы улучшения параметров омических контактов

Кроме использования систем на основе тугоплавких металлов существуют также другие способы улучшения параметров омических контактов, такие как: доразращивание  $n^+$ -слоев в подконтактные области; ионная имплантация кремнием подконтактных областей; подпыление дополнительного слоя Si; плазменная обработка подконтактных областей; термическая обработка перед напылением металлизации. В настоящем разделе рассмотрены данные технологические приемы.

### 1.5.1 Доразращивание $n^+$ -слоев в подконтактные области

К достоинствам технологии доразращивания  $n^+$ -слоя в подконтактные области можно отнести возможность получения низких контактных сопротивлений независимо от состава исходного полупроводника, например, независимо от содержания Al в слое AlGaN для гетероструктур AlGaN/GaN. Существует множество работ, где при использовании данной технологии контактная металлизация не подвергается термической обработке. Следовательно, эти невжигаемые омические контакты будут иметь гладкую морфологию поверхности и ровную кромку. Однако в некоторых работах было показано, что отжиг омических контактов может дополнительно улучшить их электрические свойства. Так, например, в [117] было показано, что омический контакт на основе Ti/Al/Ti/Au, изготовленный на доразращенном  $n^+$ -слое и отожженный при 825 °C в течение 30 с, имеет существенно более низкие значения контактного сопротивления по сравнению с доразращаемыми омическими контактами, изготовленными без термического отжига, а также по сравнению с контактами без доразращивания, но изготовленными с использованием термического отжига.

Технологические параметры процессов, использованные в различных работах для получения низкоомных омических контактов, представлены в таблице 9. Как видно из таблицы выращивание сильнолегированных областей может быть произведено методами газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (MOCVD), молекулярно-пучковой эпитаксии (MBE), гидридной газофазной эпитаксии (HVPE – hydride vapour phase epitaxy), молекулярно-пучковой эпитаксии с газовым источником (GSMBE – gas source molecular beam epitaxy) и молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (PAMBE – plasma-assisted molecular beam epitaxy). Температуры роста варьируются в пределах 630 – 1100 °C. Концентрации легирующей примеси в выращиваемых слоях находятся в диапазоне от  $1 \cdot 10^{18}$  до  $1 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup>. В качестве контактной металлизации обычно используются системы на основе Ti и Al.

Таблица 9 – Технологические параметры процессов изготовления омических контактов с дорациванием  $n^+$  слоя GaN, использованные в различных работах

Ссылка	Конструкция исходной структуры	Селективный рост $n^+$ слоя				Омический контакт				
		Маска	Метод роста	$T_{\text{роста}}$ , °C	$n$ , $\text{см}^{-3}$	Толщины металлов, нм	$T_{\text{отж}}$ , °C	$t_{\text{отж}}$ , с	$\rho_c$ , Ом· $\text{см}^2$	$R_c$ , Ом·мм
[118]	AlGaIn/GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub> (800 нм)	MOCVD	1000	$1 \cdot 10^{18}$	Ti/Al/Ni/Au (20/200/40/40)	830	30	$7.7 \cdot 10^{-6}$	0.4
[119]	AlGaIn/GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	GSMBE	-	$5 \cdot 10^{19}$	Al/Ti/Au	-	-	$3.5 \cdot 10^{-8}$	-
[120]	AlGaIn/GaN/GaN	SiO <sub>2</sub>	MOCVD	1060	-	Ti/Al/Ni/Au (20/500/55/45)	860	30	-	0.23
[121]	n-GaN/ПИИ GaN	SiO <sub>2</sub>	PAMBE	менее 700	$1.0 \cdot 10^{19}$	Ti/Al/Ti/Au (30/90/30/60)	850	30	$1.8 \cdot 10^{-8}$ $8.9 \cdot 10^{-5}$	- -
[122]	i-GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	MOVPE	800	$5 \cdot 10^{18}$	-	-	-	-	0.2
[123]	GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiN <sub>x</sub>	MOCVD	850	-	Ti/Al/Mo/Au	800	30	-	0.1
[124]	AlGaIn/GaN/GaN	SiO <sub>2</sub> (100 нм)	PAMBE	880	$1.0 \cdot 10^{19}$	Ti/Al (30/150)	невжигаемый		-	0.6
[125]	GaN/AlN/GaN/AlGaIn/SiC	-	MBE	-	$7 \cdot 10^{19}$	Ti/Pt	невжигаемый		-	0.08
[126]	AlGaIn/GaN/AlGaIn/подложка	SiO <sub>2</sub>	MBE	-	$7.5 \cdot 10^{19}$	-	-	-	-	0.2
[117]	n-GaN/ПИИ GaN	SiO <sub>2</sub> (100 нм)	PAMBE	880	-	Ti/Al/Ti/Au (30/90/30/60)	825	30	$3.5 \cdot 10^{-8}$ $\sim 1.3 \cdot 10^{-4}$	- -
[127]	InAlN/AlN/GaN/SiC	SiO <sub>2</sub> (270 нм)	MBE	630	-	Ti/Al/Ni/Au	850	30	-	$0.40 \pm 0.23$
[128]	InAlN/AlN/GaN/SiC	SiO <sub>2</sub>	MBE	-	более $1.0 \cdot 10^{19}$	Mo/Au	невжигаемый		-	0.16
[129]	InAlN/AlN/GaN/SiC	SiO <sub>2</sub>	MBE	-	$1 \cdot 10^{20}$	Ti/Pt	невжигаемый		-	0.16
[130]	AlGaIn/AlN/GaN/подложка	SiO <sub>2</sub>	MBE	780	$5.1 \cdot 10^{19}$	Ti/Pd/Au	невжигаемый		-	0.11

К недостаткам технологии дорацивания  $n^+$ -слоев в подконтактные области следует отнести увеличение количества процессов. В [130] изготовление омических контактов к AlGaIn/AlN/GaN проводилось в следующем порядке: методом плазмохимического осаждения наносился слой SiO<sub>2</sub>; с помощью фотолитографии формировался рисунок для травления “окон” в подконтактные области; плазмохимическим методом в смеси SF<sub>6</sub> и O<sub>2</sub> вытравливалась диэлектрическая маска из SiO<sub>2</sub>; затем тем же методом в смеси BCl<sub>3</sub> и Ar вытравливался слой широкозонного полупроводника с заглуплением в GaN и методом MBE выращивался  $n^+$ -слой GaN. Далее производилась вторая фотолитография для формирования рисунков контактных площадок и термическое напыление металлизации Ti/Pd/Au. Как уже говорилось выше, в некоторых работах для улучшения электрических характеристик также проводится термический отжиг контактов.

В работах [117; 121; 124; 131] для дорацивания  $n^+$ -слоев в подконтактные области был использован метод PAMBE. Недостатком данного метода является то, что во время процесса на поверхности маски SiO<sub>2</sub> растет слой поликристаллического GaN (рисунок 24а),

тогда как, например, при MOCVD и GSMBE этого не происходит. Для удаления данного слоя образец окунался в нагретый (75 °С) раствор KOH. Однако при этом происходила деградация поверхности монокристаллического GaN, выращенного в подконтактных областях. Для решения этой проблемы дополнительно формировался защитный слой из SiO<sub>2</sub> (рисунок 24б).

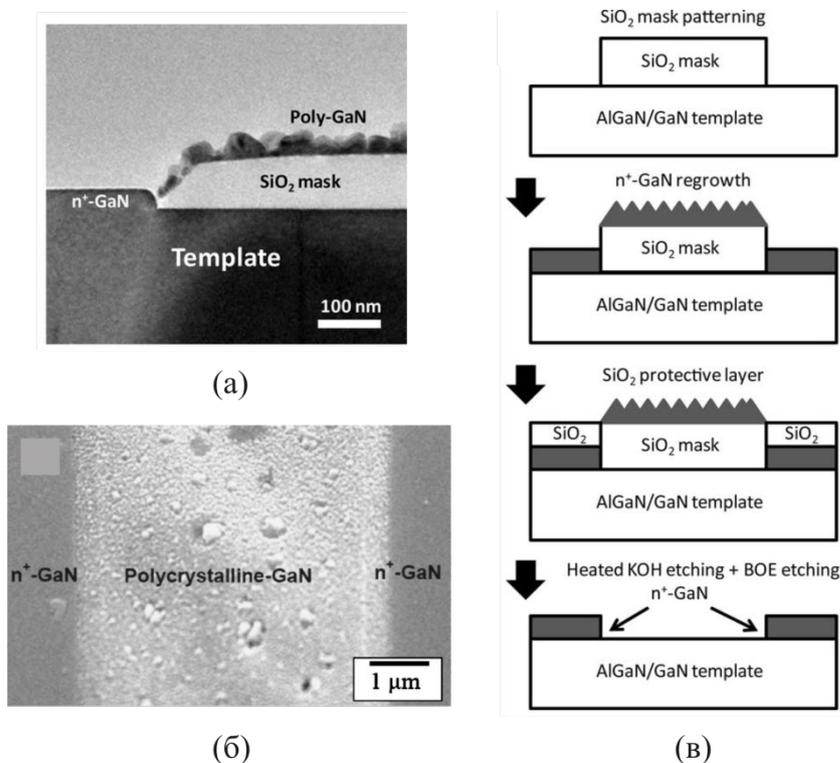


Рисунок 24 – Микроскопические изображения поликристаллического и монокристаллического GaN после роста методом PAMBE (а [124], б [121]); схема технологии доразрастания методом PAMBE (в) [124]

Как было обнаружено в [130], селективность при росте методом MBE зависит от температуры подложки во время процесса. А именно при температурах более 780 °С слой GaN осаждается только на поверхности полупроводника, при этом его толщина оказывается больше заданной на 80 %, что, возможно, связано с миграцией материала с поверхности диэлектрической маски (рисунок 25). При температурах менее 780 °С GaN осаждается на всю поверхность образца затрудняя процесс удаления маски. Также в этом случае наблюдается ухудшение качества омических контактов.

Таким образом, технология изготовления омических контактов с доразрастанием n<sup>+</sup>-слоя GaN имеет свои достоинства и недостатки. С одной стороны, метод позволяет получать низкоомные омические контакты с хорошей морфологией независимо от состава исходной гетероструктуры. С другой стороны, значительно увеличивается количество технологических операций и доля используемого высокотехнологического оборудования

(в том числе для контроля технологических процессов), что, определенно, будет влиять на выход годных приборов и увеличению стоимости производства.

(a) (б)

Рисунок 25 – Изображения морфологии дорощенного  $n^+$ -слоя GaN через диэлектрическую маску при температуре подложки 750 °C (а) и 850 °C (б) [130]

### 1.5.2 Ионная имплантация Si в подконтактные области

Еще одним способом улучшения электрических свойств омических контактов к GaN и гетероструктурам AlGaIn/GaN является технология ионной имплантации Si в подконтактные области. В результате чего формируется сильнолегированная область  $n$ -типа, что способствует увеличению туннельной составляющей тока через потенциальный барьер.

К недостаткам данной технологии также, как и в случае технологии дорощивания  $n^+$ -слоев, можно отнести увеличение количества процессов, а именно несколько фотолитографий, осаждение защитных слоев, высокотемпературный (более 1000 °C) отжиг для активации легирующей примеси и др. Следует отметить, что полная активация Si примеси в GaN происходит при температурах около 1400 – 1500 °C [132], однако, как оказалось, температуры роста GaN (1000–1200°C) достаточно для получения частичной активации примеси и восстановления повреждений, индуцированных ионной имплантацией. Тем не менее, даже при этих температурах необходимо защищать поверхность полупроводника от деградации и ухода атомов N. В качестве защитных покрытий обычно используют AlN, Si<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, SiO<sub>2</sub> и др. (таблица 10). В [133] приведены AFM изображения, наглядно демонстрирующие изменение шероховатости поверхности GaN после термического отжига при 1150 °C при использовании графитного и SiO<sub>2</sub> покрытий. Как видно из рисунка 26 при использовании графитного покрытия шероховатость полупроводника увеличивается более чем в 3 раза по сравнению с образцом без покрытия.

Было обнаружено, что графит во время термического отжига реагирует с GaN, что значительно затрудняет его последующее удаление. Использование SiO<sub>2</sub> для этих целей, напротив, уменьшает шероховатость поверхности примерно в 3 раза.

В качестве металлизации омических контактов обычно используют системы на основе Ti/Al. При получаемых уровнях легирования после ионной имплантации в большинстве случаев дальнейший термический отжиг не требуется [134; 135] или же проводится при относительно низких температурах [136; 137; 138]. В результате получают гладкую морфологию поверхности и ровная кромка контактных площадок.

Технологические параметры процессов ионной имплантации, использованных в различных работах для получения низкоомных омических контактов, представлены в таблице 10. Видно, что процесс ионной имплантации в большинстве работ проводился при комнатной температуре; используемые энергии ионов <sup>28</sup>Si в среднем 50 кэВ и доза от 5·10<sup>14</sup> до 1·10<sup>16</sup> см<sup>-2</sup>. Как упоминалось в работах [135; 136; 139], при изготовлении НЕМТ во избежание каналирования ионов и непреднамеренного легирования внешних областей пучок ионов Si должен быть наклонен на 7° по отношению к нормали к поверхности образца и ориентирован в направлении ширины затвора. Также в некоторых случаях для контролирования глубины имплантации процесс проводился сквозь слой какого-либо определенного материала, например, AlN [54] или SiN<sub>x</sub> [137]. Последующий термический отжиг проводился при температурах порядка 1100 – 1200 °С в течение 30 с.

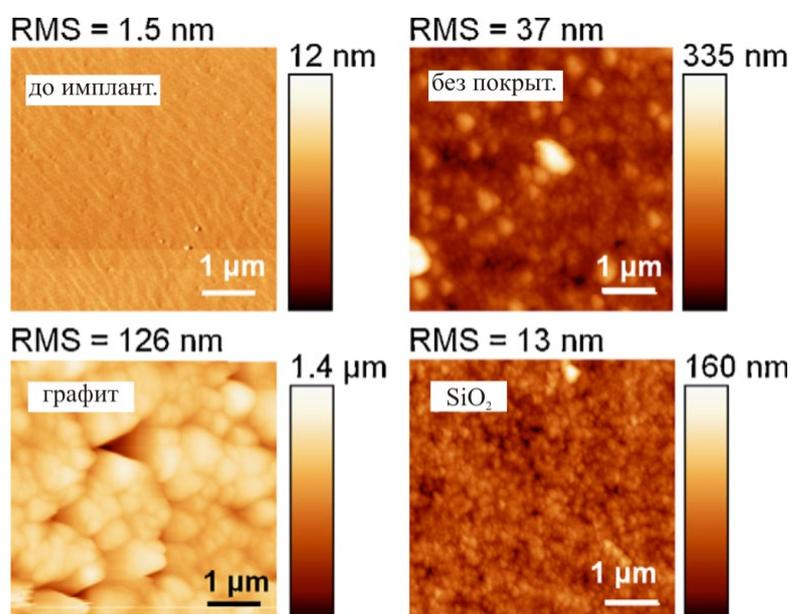


Рисунок 26 – Изображения, сделанные на атомно-силовом микроскопе (АСМ), поверхности GaN до и после ионной имплантации с последующим отжигом при 1150 °С: без покрытия, с графитовым и SiO<sub>2</sub> покрытиями [133]

Таблица 10 – Технологические параметры процессов ионной имплантации, использованные для изготовления омических контактов в различных работах

Ссылка	Конструкция исходной структуры	Ионная имплантация				Активация примеси			Омический контакт
		Т <sub>проц</sub> , °C	Верхний слой	Энергия, кэВ	Доза, см <sup>-2</sup>	Защитный слой	Т <sub>отж</sub> , °C	t <sub>отж</sub> , с	
[134]	GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	-	5-30	1·10 <sup>15</sup>	GaN подложка	1150	30	Ti/Al (3/300 нм), невжигаемый, 0.37 Ом·мм, 1.0·10 <sup>-5</sup> Ом·см <sup>2</sup>
[138]	ПИ GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	-	-	-	-	-	1150	15	Ti/Al (20/200 нм), 500°C - 15 с, 1.0·10 <sup>-5</sup> Ом·см <sup>2</sup>
[54]	AlGaN/GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	-	40	1·10 <sup>16</sup>	AlN (180 нм)	1150	30	Ti/Al (20/200 нм), 950°C - 10 мин, 0.25 Ом·мм, 5.6·10 <sup>-6</sup> Ом·см <sup>2</sup>
		-	AlN (180 нм)	120	1·10 <sup>16</sup>	AlN (180 нм)	1150	30	Ti/Al (20/200 нм), 950°C - 10 мин, 0.37 Ом·мм, 1.0·10 <sup>-5</sup> Ом·см <sup>2</sup>
[135]	AlGaN/GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	200	-	30, 60	1.5·10 <sup>15</sup>	AlN (150 нм)	1500	0	Ti/Al/Ni/Au (20/150/37.5/50 нм), невжигаемый, 0.4 Ом·мм
[139]	GaN(н.л.)/ AlGaN/GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	25	-	20	2·10 <sup>15</sup>	AlN (100 нм)	1100	120	Ti/Al/Ni/Au (25/200/60/100 нм), 750°C - 30 с, 0.44 Ом·мм, 9.46·10 <sup>-6</sup> Ом·см <sup>2</sup>
[136]	AlGaN(н.л.)/ GaN/SiC	25	-	50	1·10 <sup>15</sup>	SiN (30 нм)	1200	300	Ti/Al, 600°C - 2 мин, 0.16 Ом·мм, 4.5·10 <sup>-6</sup> Ом·см <sup>2</sup>
[137]	GaN(н.л.)/AlGaN(н.л.)/ GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	25	SiN <sub>x</sub> (25 нм)	30	1·10 <sup>15</sup>	SiN <sub>x</sub> (25 нм)	1200	120	Ti/Al (30/200 нм), 550°C, 0.08 Ом·мм, 1.2·10 <sup>-7</sup> Ом·см <sup>2</sup>
				80					Ti/Al (30/200 нм), 550°C, 0.1 Ом·мм, 5.7·10 <sup>-7</sup> Ом·см <sup>2</sup>
[140]	AlGaN/ GaN/SiC	-	-	50	5·10 <sup>15</sup>	-	1280	30	Ti/Ni/Au/Ni, невжигаемый, 0.2 Ом·мм
[133]	p-GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	-	160	3.0·10 <sup>15</sup>	SiO <sub>2</sub>	1000 - 1150	60 - 10	Ti/Al (35/115 нм), 700°C, (1.1-2.8)·10 <sup>-5</sup> Ом·см <sup>2</sup>
						графит			Ti/Al (35/115 нм), 700°C, 4·10 <sup>-4</sup> - 4.2·10 <sup>-6</sup> Ом·см <sup>2</sup>
[141]	AlGaN/GaN/SiC	25	-	80	5·10 <sup>14</sup>	-	1200	30	Ti/Al/Ti/Au (30/90/30/60 нм), 830°C - 30 с, 2.88 Ом·мм, 9.05·10 <sup>-6</sup> Ом·см <sup>2</sup>
	AlGaN/GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>								Ti/Al/Ti/Au (30/90/30/60 нм), 830°C - 30 с, 0.96 Ом·мм, 2.83·10 <sup>-6</sup> Ом·см <sup>2</sup>

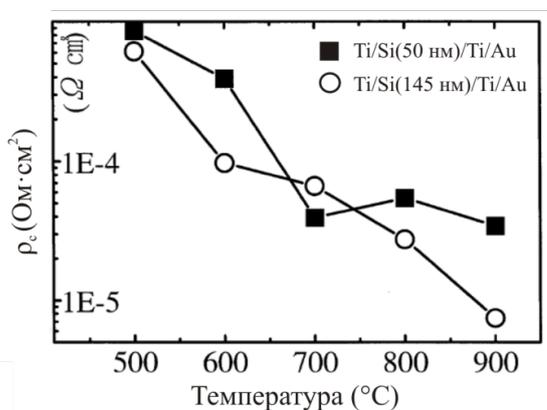
Характеристики НЕМТ, изготовленных с использованием технологии ионной имплантации при создании омических контактов, были исследованы в [135; 136; 137; 139]. Исходя из статических характеристик, наблюдались улучшения значений максимального тока стока, крутизны и сопротивления в открытом состоянии (on-resistance). Также сообщалось об улучшении малосигнальных характеристик транзистора. В [135] было сделано предположение, что эти изменения также могут быть связаны с латеральной диффузией легирующей примеси во время ионной имплантации и высокотемпературного

термического отжига. Проведенное в [141] сравнение НЕМТ с омическими контактами, изготовленными с помощью ионной имплантации Si и доращивания  $n^+$ -слоя, продемонстрировало преимущества второго метода. А именно, были получены более низкоомные омические контакты, более высокие максимальные токи стока и почти в два раза большие напряжения пробоя. Сообщалось, что такие различия могут быть связаны с созданием дефектов и вакансий в слое полупроводника во время ионной имплантации.

### 1.5.3 Напыление дополнительного слоя Si

Добавление слоя Si к системам металлизаций на основе Ti/Al основалось на том, что Si, являясь донорной примесью GaN, может подлегировать подконтактные области во время термического отжига омических контактов. Однако, как затем выяснилось, во время отжига образуются силициды Ti, которые имеют хорошую термостабильность и низкие значения работы выхода электронов ( $Ti_5Si_3$ : 3.69 – 3.73 эВ; TiSi: 3.94 – 3.99 эВ;  $TiSi_2$ : 3.95 – 4.18 эВ), что также должно улучшать параметры омических контактов.

В [15] была исследована система металлизации на основе Ti/Si/Ti/Au (15/145, 50/40/100 нм) в качестве омического контакта к n-GaN. Минимальные значения  $\rho_c$  для контактов с толстым и тонким слоем Si были получены после отжига при 900°C в течение 3 мин и были равны  $7.5 \cdot 10^{-6}$  и  $4.4 \cdot 10^{-5}$  Ом·см<sup>2</sup>, соответственно. Зависимость  $\rho_c$  от температуры отжига и фазы, обнаруженные с помощью рентгеновской дифрактометрии, представлены на рисунке 27. Авторами сделано предположение, что зерна  $TiSi_x$ , образованные на границе раздела металл-полупроводник, играют определяющую роль при формировании омического контакта.



(а)

	Ti/Si/Ti/Au (15/50/40/100 нм)	Ti/Si/Ti/Au (15/145/40/100 нм)
Не отож.	Au	Au
500°C	Au, Au <sub>4</sub> Ti	Au, TiSi <sub>2</sub> (C49)
700°C	Au, Au <sub>4</sub> Ti, TiSi	Au, TiSi <sub>2</sub> (C49)
900°C	Au, TiSi, TiO	Au, TiSi <sub>2</sub> (C54)

(б)

Рисунок 27 – Зависимость  $\rho_c$  от температуры отжига (а) и результаты XRD измерений (б) [15]

Омический контакт на основе Si/Ti/Al/Cu/Au к гетероструктуре n-AlGaN/GaN был получен после термического отжига при 800°C в течение 30 с в работе [142]. Исходя из результатов ПЭМ и вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) было сделано заключение, что на границе раздела образуется слой фазы Al-Ti-Si-N.

Исследование механизмов формирования омических контактов на основе Ti/Si/Al/Mo/Au (15/10/60/35/50 нм) и Ti/Si/Al/Si/Mo/Au (15/10/60/10/35/50 нм) к гетероструктуре AlGaN/GaN было проведено в [143]. Исходя из зависимостей  $R_c$  и  $\rho_c$  от температуры отжига для различных систем, представленных в данной работе (рис. 28а), видно, что на основе системы металлизации Ti/Si/Al/Si/Mo/Au можно получить более низкоомный омический контакт по сравнению с Ti/Al/Mo/Au и Ti/Si/Al/Mo/Au. Исходя из этого, было предположено, что увеличение содержания Si и его распределение в слое металлизации положительно влияют на характеристики омического контакта. ПЭМ и энергодисперсионный анализ обоих образцов содержащих Si показали, что после отжига формируется слой твердого раствора Al-Au-Si, в котором присутствуют зерна с преобладающим содержанием Mo (рис. 28б). Существенные различия наблюдались в степени сплавления металлизации в полупроводник. Было показано, что с увеличением содержания Si глубина проникновения TiN уменьшалась. Однако, одновременно с этим, увеличивалась степень сплавления фазы Al-Au-Si. Следует отметить, что омические контакты с содержанием Si имеют заметно меньшую площадь прямого контакта с ДЭГ, следовательно, влияние на его характеристики минимально. Помимо этого, было сделано предположение, что улучшение контактного сопротивления также происходит за счет образования силицидов, у которых работа выхода электронов меньше, чем у нитридов.

Подобные результаты были получены для системы металлизации Si/Ti/Al/Mo/Au (0, 1, 5, 10/15/60/35/50 нм), исследованной при помощи ПЭМ, в [144]. Наилучшие значения контактного сопротивления и морфологии поверхности были получены при толщине слоя Si 5 нм. Образец с толстым слоем Si (10 нм) продемонстрировал ухудшение значений контактного сопротивления, при этом минимум зависимости от температуры отжига сдвинулся с 850 до 550–650 °C (рис. 29а). Изображения ПЭМ образцов с толщиной слоя Si 10 нм, отожженных при 550 и 850 °C, представлены на рисунке 29б и 29в, соответственно. Для первого образца видно, что, несмотря на то, что слой Mo не утратил свою целостность, Au продифундировало через весь слой металлизации и у границы раздела металл-полупроводник образовался слой Ti-Al-Au-Si. Для образца, отожженного при 850 °C, так же как и в случае контакта Ti/Si(10 нм)/Al/Si(10 нм)/Mo/Au, исследованного в работе [143], наблюдалась реакция с образованием твердого раствора Al-Au-Si, при этом присутствовало проникновение металлизации в полупроводник. Также помимо этого в слое металлизации

имелись крупные зерна  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , что, возможно, и привело к ухудшению контактного сопротивления.

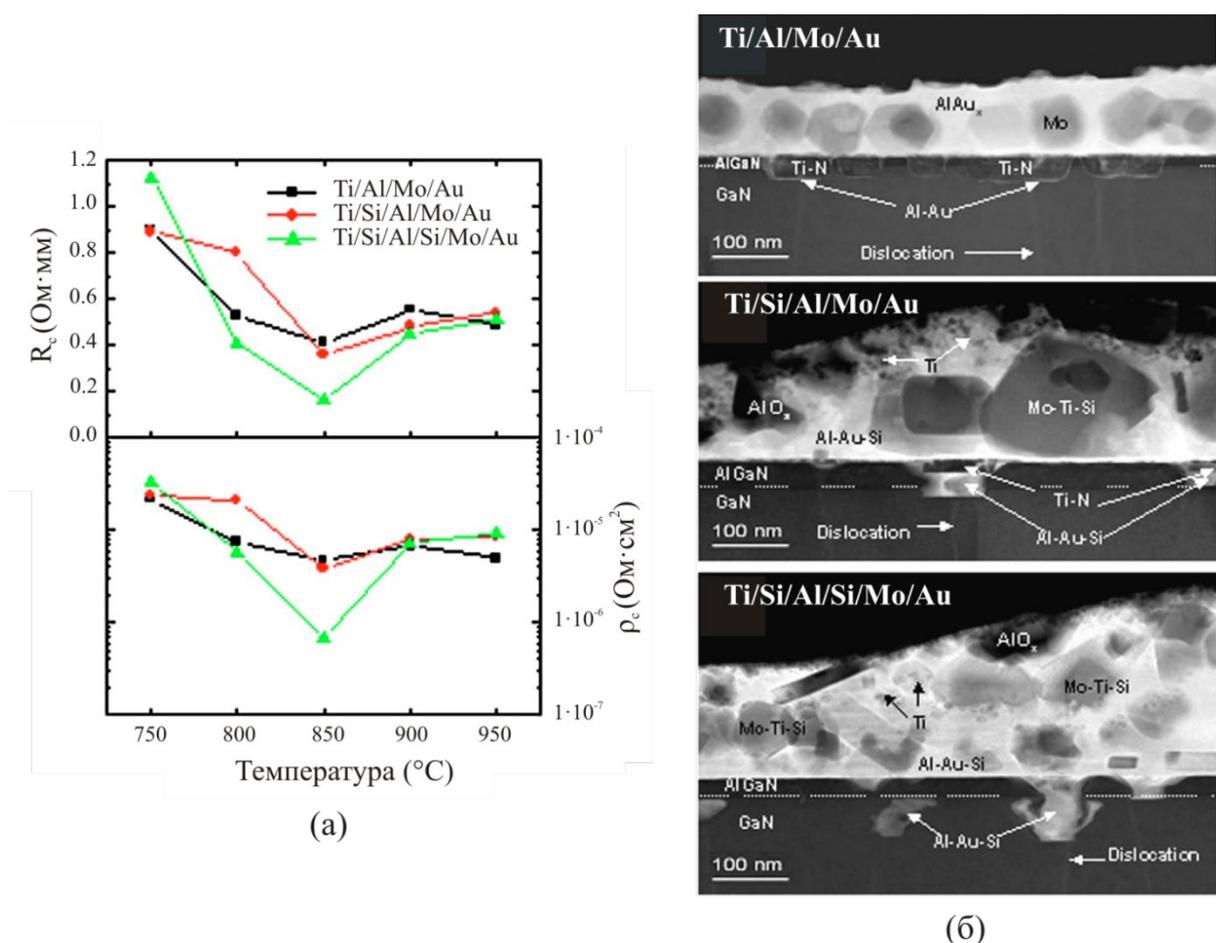
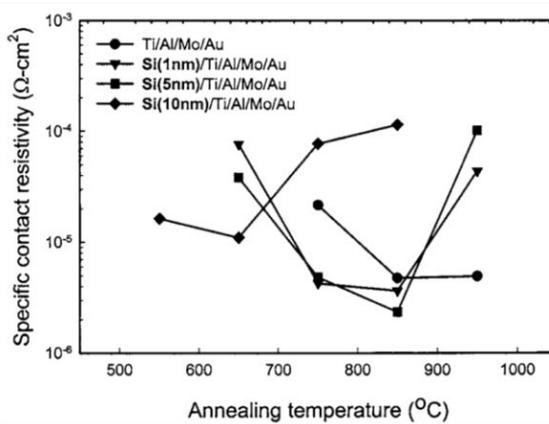
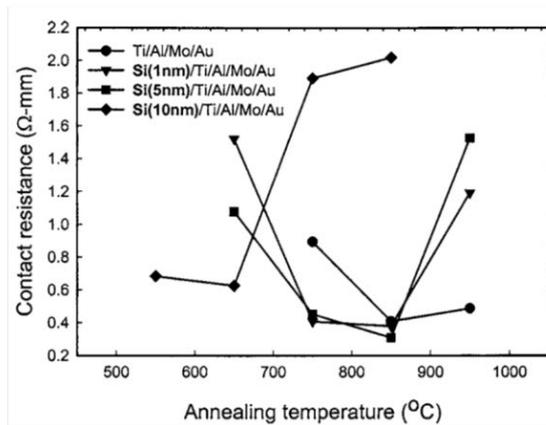


Рисунок 28 – Зависимости  $R_c$  и  $\rho_c$  от температуры отжига (а); изображения ПЭМ поперечного сечения омических контактов на основе Ti/Al/Mo/Au, Ti/Si/Al/Mo/Au и Ti/Si/Al/Si/Mo/Au (б) [143]

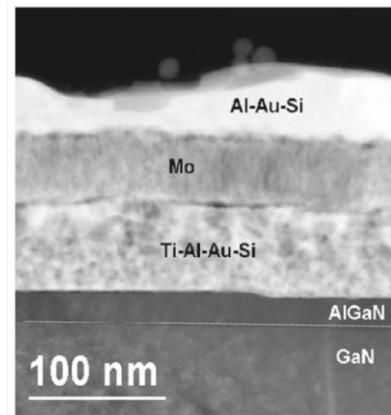
В [145] было показано, что напыление между нелегированным AlGaIn/GaN и Ti/Al/Mo/Au (15/90/45/55 нм) тонкого слоя Si (1 нм) более чем на порядок уменьшает значение  $\rho_c$  (до  $1 \cdot 10^{-6}$  Ом·см<sup>2</sup>) и существенно улучшает среднеквадратичную шероховатость поверхности контакта с 49.7 до 11.5 нм. Оптимальные температуры отжига данного контакта находились в интервале от 770 до 830 °C. Влияние толщины слоя Si на электрические свойства омического контакта Ti/Al/Ni/Au было рассмотрено в [146]. Для системы металлизации Si/Ti/Al/Ni/Au было обнаружено, что оптимальная толщина слоя Si, при которой значение  $\rho_c$  минимально, равна 3 нм.

В [147] было показано, что подпыление слоя Si толщиной 10 нм перед металлизацией Ti/Al/Cu после отжига при 870 °C в течение 60 с дает улучшение  $\rho_c$  примерно на порядок (до  $3.6 \cdot 10^{-6}$  Ом·см<sup>2</sup>). Омический контакт был получен к нелегированной гетероструктуре GaN(2 нм)/AlGaIn/GaN. ПЭМ и энергодисперсионный анализ показали наличие локальных областей TiN и TiSi<sub>x</sub> в полупроводнике и в слое

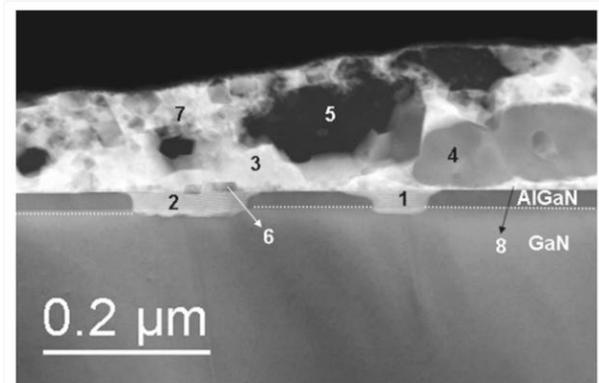
металлизации, соответственно (рис. 30). Следует отметить уменьшение глубины впавления металлизации по сравнению с Ti/Al/Cu. Было также обнаружено небольшое содержание Al и Cu на границе раздела TiN/GaN, причем под теми областями, где был образован  $TiSi_x$  медь отсутствовала. Было предположено, что образование  $TiSi_x$  подавляет диффузию Cu в AlGaN/GaN, тем самым улучшая характеристики омического контакта.



(a)



(б)



№	Element (%)					
	Al K	Si K	Ti K	Ga K	Mo L	Au M
1	10.1	14.5	0.9	35.5	-	39.0
2	6.1	13.3	-	30.7	0.2	49.7
3	-	20.2	-	2.2	-	77.6
4	4.0	15.3	3.9	1.4	72.7	2.7
5	93.8	6.2	-	-	-	-
6	6.2	11.2	59.2	-	-	23.4
7	-	12.3	44.1	-	-	43.6
8	-	20.8	16.6	4.6	-	57.9

(в)

Рисунок 29 – Зависимости  $R_c$  и  $\rho_c$  от температуры отжига (а); Изображения ПЭМ поперечного сечения контактов на основе Si/Ti/Al/Mo/Au, отожженных при 550 (б) и 850 °C (в) [144]

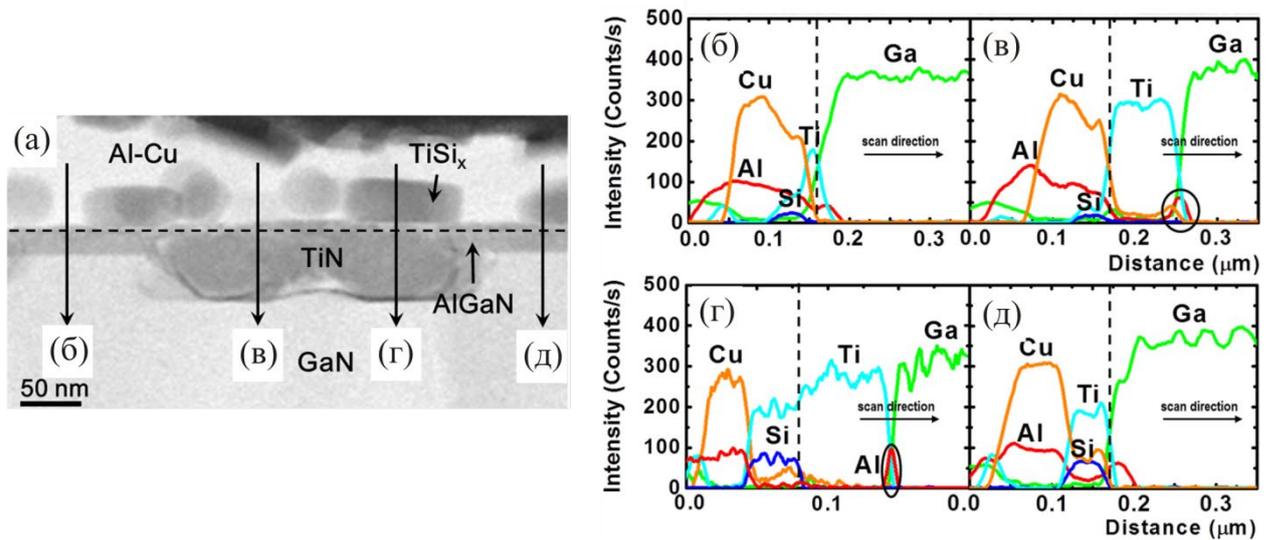


Рисунок 30 – Изображение ПЭМ поперечного сечения контакта на основе Si/Ti/Al/Cu (а) и энергетические спектры соответствующих линий (б), (в), (г) и (д) [147]

Таким образом, подпыление дополнительного слоя Si к омическим контактам на основе Ti/Al приводит к улучшению их электрических характеристик и, возможно, морфологии поверхности [144; 145]. Для определенной системы металлизации необходимо подобрать оптимальные толщины и позиции слоев Si. Механизм формирования, судя по всему, основан на образовании силицидов металлов с работой выхода электронов меньше, чем у TiN, которые также способствуют уменьшению глубины сплавления металлизации в полупроводник с образованием TiN. Следует отметить, что прямых свидетельств подлегирования полупроводника кремнием не было обнаружено.

Параметры полученных в различных работах омических контактов с дополнительными слоями Si представлены в таблице 11.

Таблица 11 – Параметры омических контактов с дополнительными слоями Si, полученных в различных работах

Ссылка	Толщины металлов, нм	Предв. плазм. обраб.	Структура	Режим отжига	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$R_c$ , Ом·мм	$r_{ms}$ , нм
[15]	Ti/Si/Ti/Au (15/50/40/100)	-	GaN (3 мкм, $1.5 \times 10^{18}$ )	900°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$4.4 \cdot 10^{-5}$	-	-
	Ti/Si/Ti/Au (15/145/40/100)		Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)		$7.5 \cdot 10^{-6}$	-	-
[142]	Si/Ti/Al/Cu/Au (3/85/50/80/100)	-	Al <sub>0.15</sub> Ga <sub>0.85</sub> N (30 нм, $5 \times 10^{17}$ ) Al <sub>0.15</sub> Ga <sub>0.85</sub> N spacer (3 нм, uid) n-GaN channel (50 нм) GaN buffer (1 мкм, нелегир.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0001)	800-900°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$3.8 \cdot 10^{-5}$	-	-
[146]	Si(3 нм)/Ti/Al/Ni/Au	-	Al <sub>0.29</sub> Ga <sub>0.71</sub> N (25 нм, нелегир.)	800°C - 30 с, N <sub>2</sub>	$1.06 \cdot 10^{-6}$	0.23	-

			GaN buffer (1 мкм, нелегир.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>				
[143]	Ti/Si/Al/Mo/Au (15/10/60/35/50)  Ti/Si/Al/Si/Mo/Au (15/10/60/35/50)	-	Al <sub>0,3</sub> Ga <sub>0,7</sub> N (20 нм, uid) AlN (1 нм, uid) GaN (1.3 мкм, uid) AlN (160 нм, нелегир.) Buffer 6H n-SiC	850°C - 30 с, N <sub>2</sub>  850°C - 30 с, N <sub>2</sub>	3.86·10 <sup>-6</sup>  6.77·10 <sup>-7</sup>	0.36  0.16	-  -
[145]	Si/Ti/Al/Mo/Au (1/15/90/45/55)	-	GaN cap (1 нм, нелегир.) Al <sub>0,3</sub> Ga <sub>0,7</sub> N (20 нм, нелегир.) GaN (90 нм, нелегир.) AlN buffer (10 нм, нелегир.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	770-800°C - 30 с, N <sub>2</sub>	9·10 <sup>-7</sup>	0.185	11.5
[144]	Si/Ti/Al/Mo/Au (1/15/60/35/50)  Si/Ti/Al/Mo/Au (5/15/60/35/50)  Si/Ti/Al/Mo/Au (10/15/60/35/50)	SiCl <sub>4</sub>	Al <sub>0,3</sub> Ga <sub>0,7</sub> N (24 нм, нелегир.)  AlN (1 нм, нелегир.) GaN (1.6 мкм, ПИ) AlN buffer (100 нм, нелегир.) 6H SiC	850°C - 30 с, N <sub>2</sub>  850°C - 30 с, N <sub>2</sub>  650°C - 30 с, N <sub>2</sub>	3.6·10 <sup>-6</sup>  2.2·10 <sup>-6</sup>  1·10 <sup>-5</sup>	0.38  0.31  0.63	83.5  44.7  51
[147]	Si/Ti/Al/Cu (10/40/60/50)	-	i-GaN cap (1 нм) i-Al <sub>0,25</sub> Ga <sub>0,75</sub> N (20 нм) i-GaN (300 нм) GaN buffer (4 мкм, легир. С) Si (111)	870°C - 60 с, N <sub>2</sub>	3.6·10 <sup>-6</sup>	0.46	-

#### 1.5.4 Плазменная обработка подконтактных областей

Технология плазменного травления широко используется при изготовлении приборов на основе нитридов металлов III группы благодаря контролируемой анизотропии, селективности по отношению к материалам подложки, малым повреждениям поверхности при хорошей воспроизводимости и равномерности процесса. Плазменное травление включает в себя механизмы физического распыления и химических реакций. Преобладание механизма физического распыления, как правило, приводит к анизотропному профилю, но при этом на подложку вносятся значительные повреждения, увеличивается шероховатость поверхности, наблюдается низкая селективность и нарушение стехиометрии на поверхности полупроводника, что сильно влияет на характеристики приборов. При преобладании химической составляющей получается низкий уровень повреждений поверхности и изотропный профиль, что, в свою очередь, может привести к латеральному травлению и, следовательно, к потере критических размеров прибора. Поэтому, в зависимости от задачи, меняется соотношение между вкладом того или другого механизма для получения оптимальных параметров процесса.

Наиболее широко используемыми методами плазменного травления являются реактивное ионное травление (РИТ), реактивное ионное травление в индуктивно связанной плазме (ИСП-РИТ) и реактивное ионное травление в плазме электронного циклотронного резонанса (ЭЦР-РИТ). Из-за низкой плотности плазмы и высоких рабочих давлений РИТ имеет малые скорости травления и наименьшую анизотропию. Во время ИСП-РИТ и ЭЦР-РИТ в камере поддерживается низкое давление, что минимизирует рассеяние ионов и латеральное травление. Создание плазмы при ИСП-РИТ происходит локально в изолированной керамической «трубе», обведенной индуктивной катушкой, на которую подается высокочастотная (ВЧ) мощность. При ЭЦР-РИТ плазма формируется в СВЧ источнике с магнитным ограничением. В обоих случаях вытягивание плазмы в рабочую область камеры происходит за счет подачи высокочастотной (ВЧ) мощности на подложкодержатель, что позволяет независимо контролировать энергию ионов, бомбардирующих подложку. В результате достигаются высокие скорости травления и хорошая анизотропия. Однако ИСП-РИТ является экономически более выгодным по цене и не требует электромагнитов и волноводной технологии, необходимых для ЭЦР-РИТ.

Обработка поверхности GaN и AlGaN в хлорной плазме перед напылением металлизации омических контактов широко используется для уменьшения их контактного сопротивления. При этом улучшение параметров может происходить вследствие удаления собственного окисла с поверхности полупроводника, образования рекомбинационных центров, внедрения донорных примесей и образования вакансий в подконтактной области. Для достижения данных целей целесообразно использовать обработку при малых мощностях, следовательно, низких скоростях травления, чтобы избежать сильных повреждений, которые могут привести к деградации параметров омического контакта. Необходимо отметить, что полное отсутствие высокочастотной мощности на подложкодержателе, т.е. очень низкая энергия бомбардирующих ионов, и малый поток травящего газа при ИСП-РИТ могут также негативно повлиять на контактное сопротивление. В работе [148] на основании РФЭС анализа было сделано предположение, что во время обработки в плазме  $\text{BCl}_3$  в таком режиме происходит травление собственного окисла на поверхности GaN(2 нм)/AlGaN(20 нм)/GaN и одновременно с этим на поверхности образуются летучие продукты реакции  $\text{V}_x\text{OCl}_y$  и  $\text{V}_x\text{O}_y$ , которые не могут быть удалены из-за слабого физического распыления. В результате на поверхности полупроводника начинают накапливаться радикалы  $\text{BCl}_x$ . Несколько иной результат был получен в [149]. Несмотря на отсутствие подаваемой высокочастотной мощности на подложкодержателе и низкий поток газа, после обработки ИСП-РИТ в плазме  $\text{BCl}_3$  наблюдалось уменьшение контактного сопротивления. Было обнаружено удаление

оксидного слоя и образование донорных уровней на поверхности. Вместе с тем обработка в плазме  $\text{SiCl}_4$  показала ухудшение параметров контакта возможно из-за образования слоя  $\text{SiO}_x$  на поверхности полупроводника. При этом необходимо отметить, что в работе [149] гетероструктура  $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}$  не имела верхнего слоя  $\text{GaIn}$ , когда как в работе [148] он присутствовал.

Во многих работах предполагается, что при обработке в хлорсодержащей плазме образуются вакансии N, которые действуют как мелкие доноры и повышают уровень легирования в приповерхностном слое, что приводит к утонению потенциального барьера [96; 150; 151; 152]. Для  $\text{GaIn}$  р-типа образованные вакансии N компенсируют дырки и на поверхности формируется рп-переход [150]. Таким образом, подобные плазменные обработки негативно влияют на параметры омических контактов к  $\text{GaIn}$  р-типа. Деграция также имеет место для  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{In}$  с высоким содержанием Al. В [152] было установлено, что влияние плазменной обработки на электрические свойства поверхности  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{In}$  сильно зависит от мольной доли Al: обработка ИСП-РИТ в плазме  $\text{Cl}_2/\text{BCl}_3$  повышает уровень легирования поверхности и улучшает омические характеристики контактов Ti/Al/Ti/Au к  $\text{GaIn}$  и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{In}$  n-типа с низким содержанием Al, но ухудшает поверхностную проводимость и характеристики омических контактов к  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{In}$  с мольной долей Al более 0.3. Измерения методом РФЭС показали, что обработка в плазме создает на поверхности  $\text{GaIn}$  и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{In}$  с низкой мольной долей Al N-вакансии, которые действуют как мелкие доноры. Для  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{In}$  с мольной долей Al более 0.3, напротив, уровень Ферми после обработки удаляется от края зоны проводимости, что позволяет предположить, что обработка в плазме создает глубокие уровни, и, таким образом, вводит компенсирующие дефекты в материал. Вместе с тем из-за высокой степени сродства Al к кислороду во время плазменной обработки окисление происходит сильнее, чем в случае с  $\text{GaIn}$ .

Кроме смесей газов на основе  $\text{Cl}_2$ ,  $\text{HCl}$ ,  $\text{BCl}_3$  и  $\text{SiCl}_4$ , которые обычно используют для улучшения параметров омических контактов к  $\text{GaIn}$  и  $\text{AlGaIn}$ , также применяют процессы РИТ или ИСП-РИТ в азотной или аргоновой плазме. Как сообщалось в [151], обработка в атмосфере  $\text{N}_2$  также может уменьшить контактное сопротивление. Однако, при этом, контактное сопротивление все же оказалось на порядок выше, чем для обработки в  $\text{BCl}_3/\text{Cl}_2$ , проведенной в той же работе, несмотря на то, что результаты Оже-спектроскопии показали более низкое отношение N/Ga, равное 0.1 для поверхности  $\text{GaIn}$ , обработанной в плазме  $\text{N}_2$ , по сравнению с обработкой в  $\text{BCl}_3/\text{Cl}_2$  (N/Ga было равно 0.5). Отношение N/Ga часто используется в качестве индикатора образования N-вакансий (VN). По результатам исследования было установлено, что во время плазменной обработки в азоте образуются вакансии N, часть из которых затем замещается атомами кислорода, создавая окисел  $\text{Ga}_2\text{O}_3$

и связи Ga-O-N. Таким образом было показано, что низкое отношение N/Ga не указывает на высокое содержание вакансий N на поверхности GaN, а говорит о высокой концентрации Ga в форме оксида ( $Ga_xO_y$ ), что приводит к более высокому значению  $\rho_c$ .

Незначительное улучшение контактного сопротивления наблюдалось в [153] при использовании РИТ в плазме Ar при напряжении смещения  $-100$  В в течение 2 мин. Дальнейшие увеличения смещения и времени обработки увеличивало деградацию материала: скорость нанесения повреждений была больше скорости их удаления, путем травления. Как было показано в [152], обработка ИСП-РИТ в Ar плазме оказывает большее влияние на электрические свойства контактов, чем плазма  $Cl_2/BCl_3$  с точки зрения улучшения омических характеристик. Это было связано с тем, что во время обработки был использован более высокий поток более высокоэнергетических ионов Ar, и дефекты от воздействия плазмы накапливались без какого-либо одновременного травления материала.

Еще одним способом получения низкоомного омического контакта к гетроструктурам AlGaN/GaN является утонение барьерного слоя AlGaN или его полное удаление [7; 154]. При этом можно выделить три диапазона толщин AlGaN, для которых механизмы токопереноса будут отличаться друг от друга: (1) диапазон, где толщина AlGaN настолько велика, что туннелирование носителей заряда становится невозможным; (2) диапазон, где толщина AlGaN очень мала ( $<3$  нм) и ДЭГ отсутствует; (3) промежуточный диапазон, где толщина AlGaN достаточно велика, чтобы ДЭГ присутствовал, и достаточно мала, чтобы имело место туннелирование через барьер, при этом слоевая концентрация электронов в ДЭГ в случае утонения барьерного слоя будет уменьшаться [155; 156]. Исследование влияния уменьшения толщины слоя AlGaN на параметры омического контакта с помощью РИТ в плазме  $SiCl_4$  было проведено в [154]. Было показано, что для толщин барьерного слоя, при которых слоевая концентрация носителей в ДЭГ существенно снижается (вплоть до его полного исчезновения), в зависимости от конструкции, качества и состава эпитаксиальной структуры может наблюдаться некоторое ухудшение контактного сопротивления. Наилучшие параметры омического контакта были получены, когда слой AlGaN был полностью удален и металлизация напрямую контактировала с ДЭГ через торцевую поверхность. Было предположено, что при дальнейшем травлении подконтактной области ДЭГ может контактировать со слоем интерметаллической фазы Al-Au, что ухудшит параметры омического контакта. Следует также отметить, что края протравленной области имели большой наклон, что возможно также сыграло свою роль при формировании омического контакта (рисунок 31). В случае вертикальных стенок фоторезист мог препятствовать напылению металлизации в необходимой области и прямого контакта с ДЭГ могло и не быть, что предположительно наблюдалось в [157].

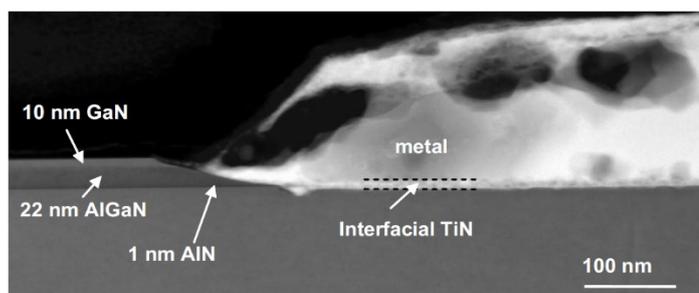


Рисунок 31 – Изображение ПЭМ поперечного сечения омического контакта на основе Ti/Al/Mo/Au к гетероструктуре GaN/AlGaIn/AlN/GaN, сформированного после плазменного травления до ДЭГ [154]

В работе [158] было показано, что плазменное утонение барьерного слоя AlGaIn через сетчатую фоторезистивную маску позволяет получить более низкие значения контактного сопротивления по сравнению со сплошным травлением подконтактных областей. Данный факт был связан с увеличением площади боковых стенок, с которыми во время отжига реагирует Ti с образованием TiN. Кроме того, краевые эффекты, появляющиеся из-за неравномерности толщины слоя AlGaIn, также могут привести к повышению плотности ДЭГ.

К преимуществам использования плазменного травления помимо возможности получения более низких значений контактного сопротивления следует отнести возможность получения омических контактов с низкотемпературным отжигом вплоть до 500 °C [8; 9]. Известно, что большинство систем металлизаций содержат Al и Au, а их соединения неблагоприятно влияют на морфологию поверхности контакта. Следовательно, при температурах отжига меньше температуры плавления Al (660 °C) можно получить омический контакт с гладкой и однородной поверхностью.

В таблице 12 приведены режимы обработки в плазме, предложенные в различных работах, при которых было получено улучшение контактного сопротивления.

Таблица 12 – Режимы плазменной обработки подконтактных областей, предложенные в различных работах

Процесс	Газ(ы)	$V_{\text{потока}}$ , куб.см/ мин	$P$ , мТорр	$W_{\text{исп}}$ , Вт	$W_{\text{свч}}$ , Вт	$U$ , В	$t_{\text{обраб}}$ , с	$V_{\text{травл}}$ , нм/мин	$\rho_k$ , Ом·см <sup>2</sup>	Ссылки
РИТ	SiCl <sub>4</sub>	10	25	-	-	-300	120	-	1.0·10 <sup>-6</sup>	[153]
	Ar	5	25	-	-	-100	120	-	2.1·10 <sup>-6</sup>	
РИТ	SiCl <sub>4</sub>	10	25	-	-	-300	60	-	4.5·10 <sup>-7</sup>	[96]
РИТ	Cl <sub>2</sub>	10	5	-	60	-	25	36	-	[157]

ИСП-РИТ	Cl <sub>2</sub> Cl <sub>2</sub> /BCl <sub>3</sub> (6:4) BCl <sub>3</sub>	10	0.05	-	-	-	60	-	6.8·10 <sup>-6</sup> 3.2·10 <sup>-5</sup> 7.9·10 <sup>-5</sup>	[150]
ИСП-РИТ	N <sub>2</sub> Cl <sub>2</sub> /BCl <sub>3</sub> (5:1)	30 30	15 10	400 300	200 200	- -	- -	- -	6.7·10 <sup>-5</sup> 6.1·10 <sup>-6</sup>	[151]
ИСП-РИТ	Cl <sub>2</sub> /BCl <sub>3</sub> (1:2)	30	10	100	50	-	120	-	2.8·10 <sup>-6</sup>	[159]
РИТ	SiCl <sub>4</sub>	10	40	-	-	-300	до ДЭГ	10	1.7·10 <sup>-6</sup>	[154; 160]
РИТ	SiCl <sub>4</sub>	6	30	-	-	-300	до ДЭГ	40	-	[7]
ИСП-РИТ	BCl <sub>3</sub>	5	1.875	100	0	-	300	-	-	[149]
РИТ	Cl <sub>2</sub>	-	-	-	50	-	20	-	(0.18 Ом·мм)	[158]
ИСП-РИТ	Cl <sub>2</sub> /BCl <sub>3</sub>	-	-	120	-	-	40 до ДЭГ	-	6.29·10 <sup>-5</sup>	[89]
ИСП-РИТ	Cl <sub>2</sub> /BCl <sub>3</sub>	-	-	-	-	-	до 1 нм AlGaN	-	1.16·10 <sup>-6</sup>	[161]

### 1.5.5 Термическая обработка перед напылением металлизации

В работе [162] было показано, что для гетероструктуры InAlGaN/GaN термическая обработка при 500 °С в течение 2 мин перед напылением металлизации Ti/Al/Ni/Au может улучшить значение контактного сопротивления (с 0.31 до 0.21 Ом·мм). Следует отметить, что после напыления металлизации также проводился термический отжиг при 900 °С в течение 100 с. Влияние термической обработки перед напылением металлизации на поверхность полупроводника было исследовано методом РФЭС. Было продемонстрировано, что после отжига увеличивается количество вакансий N на поверхности полупроводника, что, по мнению авторов, и привело к улучшению электрических параметров контакта.

### 1.6 Выводы по литературному обзору и постановка задач исследования

Как видно из обзора литературы, несмотря на большое количество работ, посвященных разработке и исследованию омических контактов к n-GaN и гетероструктурам на его основе, на сегодняшний день эта проблема все еще остается актуальной. Прежде всего это связано с тем, что наиболее широко используемые омические контакты на основе системы металлизации Ti/Al/x/Au (где x – барьерный слой из Ni, Ti, Mo, Pt и др.) все еще требуют улучшения касательно морфологии контактных площадок и имеют относительно узкий диапазон температур отжига – от 750 до 850 °С, что сужает область их применения. Технологии, используемые для улучшения параметров омических контактов, такие как доращивание сильнолегированных слоев и ионная имплантация Si в подконтактные области, использование процесса плазменного травления для обработки

поверхности полупроводника непосредственно перед напылением металлизации, утонение барьерного слоя в случае гетероструктур AlGa<sub>x</sub>N/GaN также имеют свои недостатки. Одним из них является существенное увеличение количества требуемых технологических операций (в особенности для первых двух). Омические контакты на основе тугоплавких металлов, таких как Cr, Hf, V, Ta, Mo и др., на данный момент изучены недостаточно полно. Однако, несмотря на это для некоторых из них были продемонстрированы их преимущества перед стандартными системами металлизаций на основе Ti и Al. Так, например, для систем металлизаций на основе V, Ta и Mo были показаны возможности получения термически стабильных низкоомных омических контактов с хорошей морфологией и широким диапазоном температур отжига в пределах 500–900 °С. Однако, следует отметить, что механизмы их формирования и токопереноса в них требуют дальнейших исследований.

Объектом данного исследования является одна из перспективных систем металлизаций – Mo/Al/Mo/Au. Целью настоящей диссертационной работы является исследование омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGa<sub>x</sub>N/GaN и оптимизация режимов формирования омических контактов на ее основе.

Для достижения этой цели были поставлены следующие задачи:

- Разработка и оптимизация технологии формирования низкоомных омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN: определение оптимального температурно-временного режима отжига и оптимального соотношения толщин слоев металлов для достижения требуемых электрических параметров и морфологии поверхности контакта.
- Оптимизация технологии создания омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN с целью формирования в одной технологической операции с ними знаков совмещения для электронно-лучевой литографии и улучшения их захвата.
- Исследование морфологии, микроструктуры и особенностей формирования омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN.
- Сравнение различных методов определения слоевого сопротивления полупроводника под омическим контактом и выбор оптимального метода для измерения параметров омических контактов к гетероструктурам Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN. Исследование зависимости слоевого сопротивления ДЭГ под омическим контактом от температуры и её сравнение с аналогичной зависимостью для слоевого сопротивления ДЭГ вне контакта.

– Измерение зависимостей переходного контактного сопротивления в диапазоне температур 300 – 473 К для омических контактов на основе системы Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ , сформированных при различных температурах отжига.

– Исследование механизма токопереноса в омических контактах на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ , сформированных при различных температурах отжига, в диапазоне температур 300 – 473 К.

## ГЛАВА II. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

### 2.1 Технология изготовления экспериментальных образцов омических контактов

В ходе экспериментальных работ использовались эпитаксиальные гетероструктуры (ЭГС) AlGaN/GaN двух типов, выращенные МOC-гидридной эпитаксией на подложках сапфира. ЭГС первого типа (российского производства) имели между слоями AlGaN и GaN промежуточный слой AlN толщиной 0.6–0.7 нм; толщина слоя AlGaN для разных экспериментов варьировалась от 15 до 26 нм. ЭГС второго типа (зарубежного производства) имели верхний слой GaN толщиной 1.5 нм (рис. 1); толщина слоя AlGaN была одной и той же – 20 нм. Значения слоевого сопротивления двумерного электронного газа (ДЭГ)  $R_{sh}$  измерялись бесконтактным вихретоковым методом, а значения слоевой концентрации  $n_s$  и подвижности электронов  $\mu_n$  измерялись методом Холла. Состав, толщины слоев и соответствующие параметры ДЭГ для каждого типа ЭГС представлены на рисунке 32.

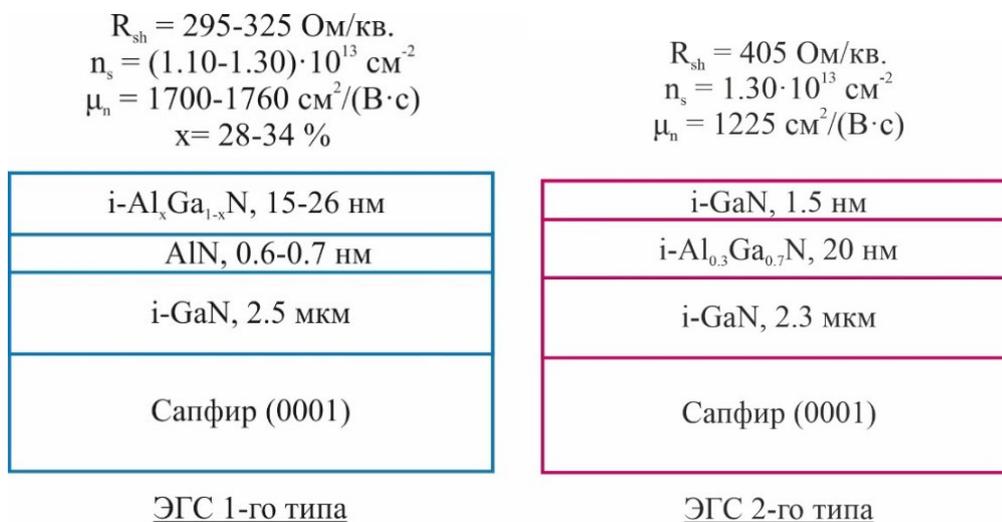


Рисунок 32 – Конструкции ЭГС с указанием параметров двумерного электронного газа

На первом этапе для изоляции активной области с помощью реактивного ионно-лучевого травления в атмосфере CF<sub>4</sub> формировалась меза-структура. Маской служил фоторезист ФП383. Глубина травления составляла 70 нм. На следующем этапе с помощью «lift-off» процесса производилось формирование рисунка контактной металлизации. В качестве системы фоторезистов использовалась система LOR5A/S1813.

Непосредственно перед напылением контактной металлизации поверхность полупроводника обрабатывалась в водном растворе HCl в соотношении 1:1 в течение 1 мин. Следует отметить, что изначально было проведено сравнение наиболее часто используемых в литературе травителей: HCl:H<sub>2</sub>O (1:1), HCl:H<sub>2</sub>O (1:10), HNO<sub>3</sub>:HCl (1:3), HF:HCl:H<sub>2</sub>O (1:1:8), HF:HCl:H<sub>2</sub>O (1:1:30), NH<sub>4</sub>OH:H<sub>2</sub>O (1:20), NH<sub>4</sub>F(40%):HF(49%) (BOE, 30:1) и NH<sub>4</sub>F(40%):HF(49%) (BOE, 6:1). Времена обработки были выбраны в соответствии с литературными данными, а также в зависимости от устойчивости фоторезиста. В результате было обнаружено, что выбор травителя не влияет на электрические параметры контактов, однако наиболее удобным оказался травитель HCl:H<sub>2</sub>O (1:1).

Напыление контактной металлизации на разных этапах экспериментальной работы осуществлялось на двух установках. В разделах 3.1–3.5, 4.1–4.6 напыление производилось на установке УВН-71П-3. Слои Mo формировались методом магнетронного напыления при давлении аргона  $3.0 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст. Для уменьшения эффекта бокового подпыления подложкодержатель располагался от магнетрона на расстоянии 12 см. Слои Al и Au формировались методом термического распыления при остаточном давлении  $1.2 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст. В других разделах напыление системы металлизации производилось на установке Temescal FC2000 (Temescal, США) методом электронно-лучевого распыления. Процесс проводился при остаточном давлении  $5.0 \cdot 10^{-8}$  мм рт. ст. Следует отметить, что для удаления из камеры остаточного кислорода перед напылением контактной металлизации осуществлялось распыление Ti на заслонку. Толщины слоев металлов контролировались стилусным профилометром P-7 (KLA Tencor, США).

Быстрый термический отжиг образцов проводился в печи JetFirst 200C (Jipelec, Франция) в атмосфере азота при давлении 1 атм. Образцы размещались на подложкодержателе, сверху на который помещалась «крышка»; и держатель и «крышка» были изготовлены из графита с покрытием на основе карбида кремния; пластина помещалась рабочей стороной вниз. Нагрев производился галогеновыми лампами сверху. Контроль температуры осуществлялся пирометром, расположенным снизу. Отжиги образцов производились в диапазоне температур от 500 до 950°C. Перед выходом на рабочую температуру осуществлялась выдержка образца при температуре 400 °C в течение 3 минут для термостабилизации. Нагрев до рабочих температур производился со скоростями 40–50°C/с для различных процессов.

Для уменьшения слоевого сопротивления металлизации контактных площадок с помощью «lift-off» процесса производилось термическое напыление толстой металлизации Ti/Au (40/1000 нм). В качестве системы фоторезистов использовалась система PMGI/S1813.

## 2.2 Метод измерения контактного сопротивления

### 2.2.1 Метод длинной линии

Измерение переходного контактного сопротивления  $\rho_c$  и контактного сопротивления  $R_c$  проводилось методом длинной линии (TLM – Transmission Line Method). Суть метода заключается в решении одномерной задачи втекания тока в омический контакт. Принцип основан на измерении сопротивления двух контактов одинаковой длины при изменении расстояния между ними (рис. 33). При выводе выражения для контактного сопротивления  $R_c$  используются следующие приближения:

- металлический электрод является эквипотенциальным;
- ток, втекающий в пространство под металлизацией, является одномерным и зависит только от координаты  $x$  (рис. 33);
- поверхность на входе в подконтактное пространство, перпендикулярное оси  $x$ , является эквипотенциальным.

Значение контактного сопротивления  $R_c$  находится как отношение падения напряжения в омическом контакте  $V_c$  к току  $I_0$ , втекающему в подконтактное пространство (рис. 33):

$$R_c = \frac{V_c}{I_0} = \frac{R_{sk} \cdot L_T}{w} \cosh \frac{d}{L_T} \quad (9)$$

где  $R_{sk}$  – слоевое сопротивление полупроводника в подконтактном пространстве,  $w$  и  $d$  – ширина и длина контактной площадки, соответственно,  $L_T$  – характеристическая длина втекания тока под контактом.

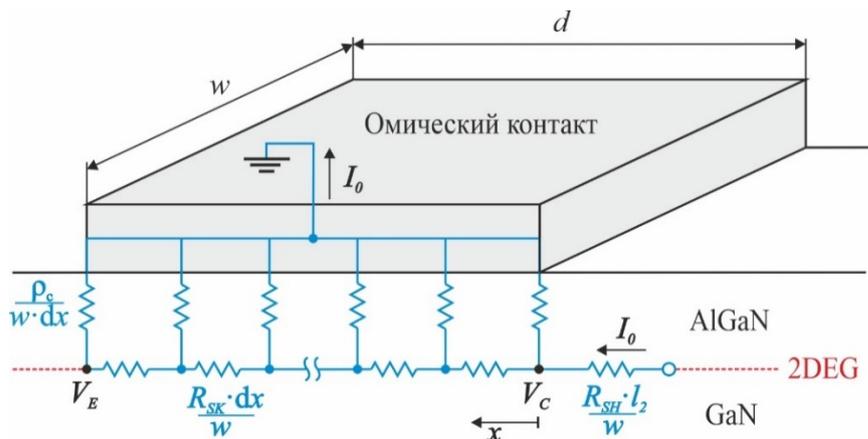


Рисунок 33 – Схематическое изображение втекания тока в омический контакт

При измерении данным методом чаще всего используется тестовая структура, состоящая из нескольких последовательно расположенных прямоугольных контактных площадок, расстояние между которыми варьируется. Для определения значения  $R_c$  строится

график зависимости общего сопротивления между двумя омическими контактами  $R_T$  от расстояния между ними  $l_i$ , при этом его экстраполяция пересекает ось ординат в значении  $2 \cdot R_c$  (рис. 34):

$$R_T(l_i) = 2 \cdot R_c + \frac{R_{sh} \cdot l_i}{w} \quad (10)$$

где  $R_{sh}$  – слоевое сопротивление полупроводника вне области омических контактов.

Значение переходного контактного сопротивления  $\rho_c$  определяется по следующей формуле:

$$\rho_c = R_{sk} \cdot L_T^2. \quad (11)$$

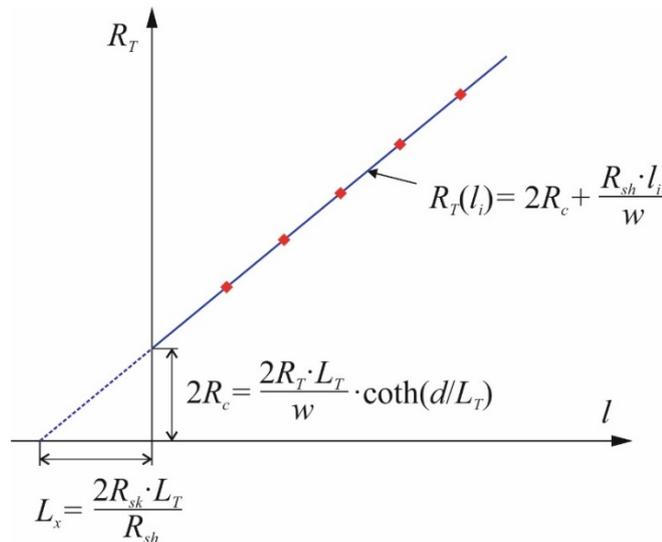


Рисунок 34 – График зависимости общего сопротивления между двумя омическими контактами от расстояния между ними

Таким образом, для определения  $\rho_c$  нужно знать  $R_{sk}$ , значение которого может отличаться от значения  $R_{sh}$ . Причиной тому, чаще всего является оплавление металлизации в полупроводник во время термического отжига. Во многих работах для упрощения вычислений  $R_{sk}$  принимается равным  $R_{sh}$ , однако это может привести к получению ошибочных результатов [33].

### 2.2.2 Определение значение слоевого сопротивления полупроводника под контактом

Для определения двух неизвестных параметров  $\rho_c$  и  $R_{sk}$  необходимо два независимых измерения, одним из которых является стандартный метод длинной линии. Два вида дополнительных измерений были описаны в работе [163] Ривзом и Гаррисоном, суть

которых заключалась в измерении «остаточного сопротивления»  $R_E$ , которое исходя из рисунка 35, определяется по следующей формуле:

$$R_E = \frac{V_E}{I_0} = \frac{\sqrt{R_{sk} \cdot \rho_c}}{w} \cdot \frac{1}{\sinh \frac{d}{L_T}} = \frac{\rho_c}{L_T \cdot w} \cdot \frac{1}{\sinh \left( \frac{d}{L_T} \right)}. \quad (12)$$

Следует отметить, что  $R_E$  является параметром, сильно зависящим от соотношения  $d$  и  $L_T$ . Так, при  $d \gg L_T$  величина  $R_E$  принимает чрезвычайно малое значение, а в случае  $d < L_T$  значение  $R_E$  стремится быть равным значению  $R_c$ . Соотношение между  $R_c/R_E$ , описывающее данные случаи, выглядит следующим образом:

$$\frac{R_c}{R_E} = \cosh \left( \frac{d}{L_T} \right). \quad (13)$$

Таким образом, для определения  $R_E$  необходимо изготовление набора тестовых структур с различными длинами контактных площадок. Так, недостатки методов определения  $R_{sk}$ , представленных в [163], связаны со сложностью изготовления тестовых структур с контактными площадками малой длины. Известно, что для получения эквипотенциального металлического электрода необходимо уменьшать слоевое сопротивление металлизации путем допыления толстой металлизации. В работе [164] была предложена топология тестовой структуры для измерения  $R_E$  (рис.35). Однако, для случая гетероструктур  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$  напыление толстой металлизации на активную область полупроводника вне омического контакта может изменить параметры ДЭГ и привести к погрешности измерения. Таким образом, для получения заведомо точных результатов измерения, толстую металлизацию необходимо напылять непосредственно на область короткой контактной площадки или использовать новый подход к измерению  $R_{sk}$ .

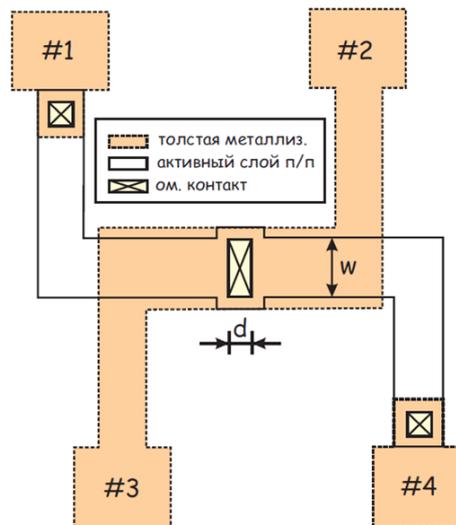


Рисунок 35 – Топология тестовой структуры, представленная в [164]

В настоящей работе предложен новый подход к определению  $R_{sk}$ , основанный на ряде измерений слоевого сопротивления металлизации, измерений слоевого сопротивления

ДЭГ вне контакта методом TLM и измерений методом, основанном на определении сопротивления протеканию тока через набор полосковых омических контактов в зависимости от длины полосков. Кроме того, проведено сравнение данного подхода с уже известными методами: методом “раздельного вольт-амперного измерения” (SCVM) и методом “измерения дополнительного сопротивления” (ERM).

### 2.2.2.1 Метод “раздельного вольт-амперного измерения” (SCVM)

Для метода “раздельного вольт-амперного измерения” (“separate current and voltage measurement” (SCVM)), описанном в работе [163], используется тестовая структура из трех последовательно расположенных контактных площадок, топология которой приведена на рис. 36, а. Процедура измерения заключается в том, что между первыми двумя площадками подается постоянный ток  $I_0$ , а между вторым и третьим контактами измеряется разность потенциалов  $V_E$  (рис.36, б). Затем значение остаточного сопротивления находится как  $R_E = V_E / I_0$ .

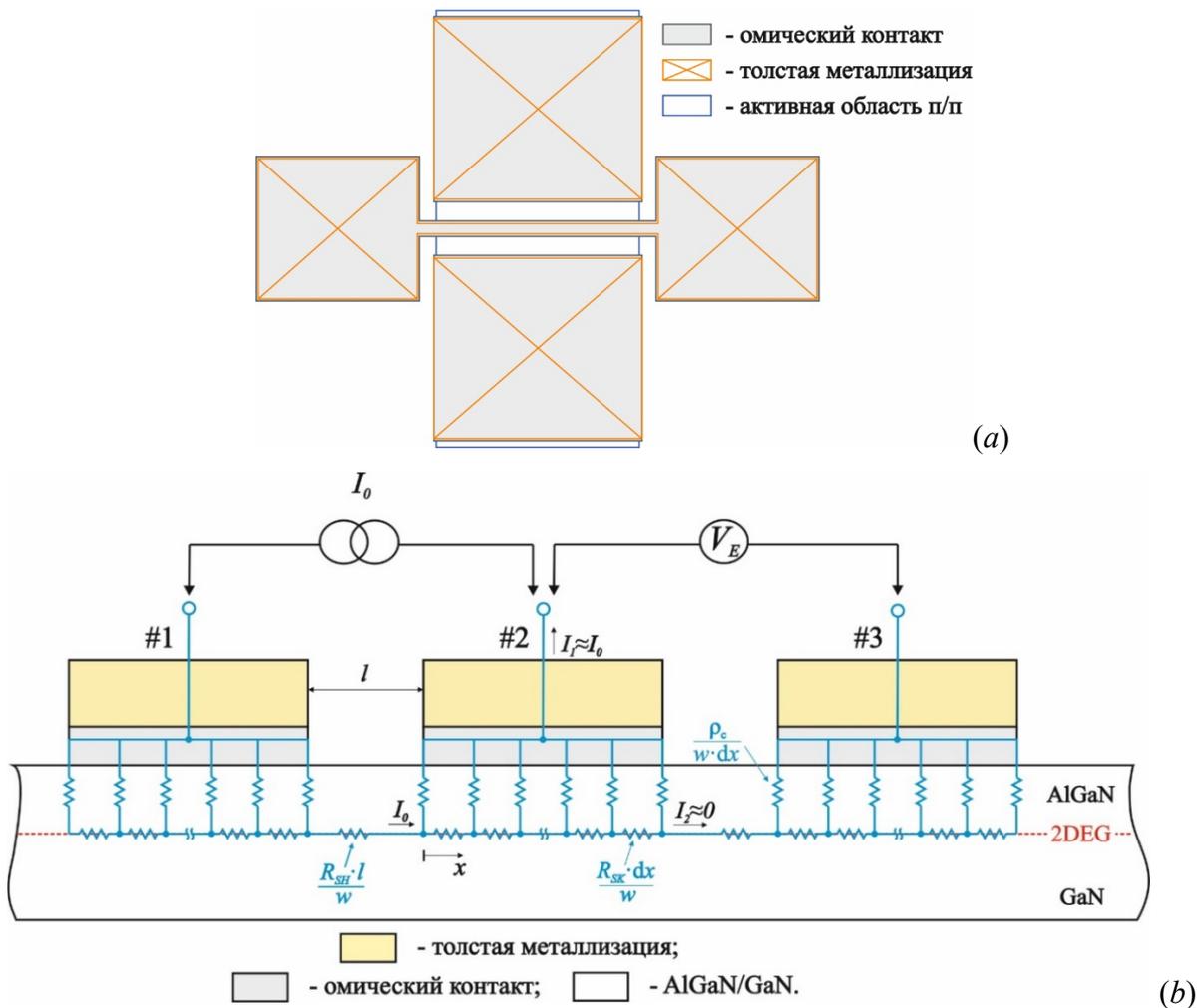


Рисунок 36 – Топология тестовых структур (a) и схема измерения методом SCVM (b)



дополнительные металлические площадки по краям мезы для измерения напряжения. Недостатком метода является сложность измерений и необходимость учета падения напряжения на сопротивлении металлических полосков. В [167] было также указано на данный недостаток и было предложено использовать один контакт с плавающим потенциалом, находящийся между двумя омическими контактными площадками, для вычисления слоевого сопротивления под контактом. Расчеты сопротивления току, протекающему под средним контактом были также основаны на подходе, изложенном в [165].

В настоящей работе представлен новый подход определения  $R_{sk}$ , дополняющий метод Sawdai, с упрощенной технологией изготовления тестовых структур. Подход основывается на измерении сопротивления протеканию электрического тока через область одного или нескольких омических контактов, расположенных между двумя крайними контактами, на которые подается разность потенциалов (рис. 38, *a*). Исходя из схемы (для гетероструктуры AlGaN/GaN), представленной на рис. 38, *b*, сопротивление данной области  $R_x$  в зависимости от длины контакта  $d$  определяется по следующей формуле:

$$R_x(d) = R_T(d) - 2 \cdot R_{c0} - R_{sh} \cdot \frac{l_{12} + l_{23}}{w} \quad (18)$$

где,  $R_T(d)$  – общее сопротивление между двумя крайними контактными площадками с длинами  $d_0 \gg L_T$ ,  $l_{12}$  и  $l_{23}$  – расстояния между соответствующими контактными площадками.

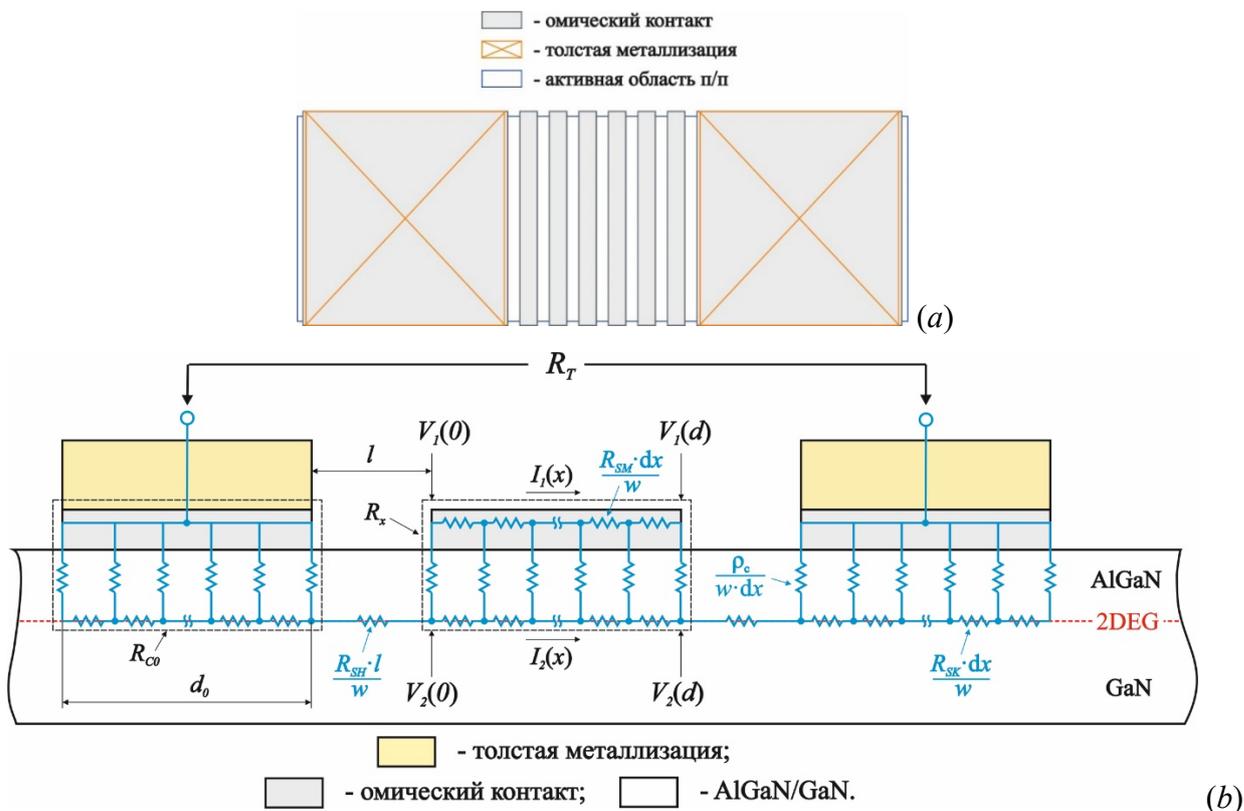


Рисунок 38 – Пример топологии тестовой структуры для измерения модифицированным методом (a) и соответствующая схема измерения (b)

Необходимо отметить, что существует два пути протекания тока через область контактной площадки, расположенной посередине, – через ДЭГ и через омические контакты и металлизацию. При этом, в случае, когда  $d \gg L_T$  большая часть электрического тока будет протекать через металлизацию (и омические контакты) и значение  $R_x(d)$  будет стремиться к следующему выражению:

$$R_x(d) \approx 2 \cdot R_{c0} + R_{sm} \frac{d}{w} \quad (19)$$

где  $R_{sm}$  – слоевое сопротивление металлизации омического контакта, которое измеряется на отдельной тестовой структуре в виде полоски.

Для другого крайнего случая  $d \ll L_T$  большая часть тока будет протекать через ДЭГ, следовательно:

$$R_x(d) \approx R_{sk} \cdot \frac{d}{w} \quad (20)$$

Из зависимости  $R_x(d)$  можно вычислить значение  $R_{sk}$ . Для этого решается система дифференциальных уравнений Кирхгофа [165], описывающих эквивалентную схему, представленной на рис. 38, *b*:

$$\rho_c \frac{\partial^2 I_2(x)}{\partial x^2} - R_{sk} I_2(x) + R_{sm} I_1(x) = 0 \quad (21)$$

$$\frac{\partial I_1(x)}{\partial x} + \frac{\partial I_2(x)}{\partial x} = 0 \quad (22)$$

При этом задаются следующие граничные условия:

$$I_1(0) = I_0, I_2(0) = 0 \quad (23)$$

$$I_1(d) = I_0, I_2(d) = 0 \quad (24)$$

Тогда падение напряжения в контакте прямоугольной формы описывается следующим уравнением:

$$V_2(d) = \left. \frac{\rho_c dI_2(x)}{w dx} \right|_d + \frac{R_{sm}}{w} \int_0^d I_1(x) dx \quad (25)$$

Следовательно, зависимость  $R_x(d)$  представляется как:

$$R_x(d) = V_2(d)/I_0 \quad (26)$$

Преимуществом данной тестовой структуры является отсутствие литографии «окно в окно» для короткой контактной площадки, расположенной посередине. Также для повышения точности измерений, необходимо посередине последовательно располагать несколько контактных площадок, как показано на рисунке 38, *a*. Также, измерения слоевого сопротивления металлизации  $R_{sm}$  и слоевого сопротивления металлизации должны производиться отдельно: для измерения  $R_{sm}$  достаточно измерения сопротивления металлического резистора, шириной  $a$  и длиной несколько  $a$  ( $a$  – сторона квадрата), а для измерения  $R_{sh}$  может быть использован стандартный метод TLM.

### 2.2.3 Сравнение методов определения $R_{sk}$

В ходе эксперимента были изготовлены тесты омических контактов на основе систем металлизаций Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/5 нм) и Ti/Al/Mo/Au (15/60/55/50 нм) к гетероструктуре типа ЭГС1: нелегированный Al<sub>0.28</sub>Ga<sub>0.72</sub>N(20 нм)/AlN(0.6 нм)/i-GaN(2.3 мкм), выращенной на сапфировой подложке (0001). Измеренные значения слоевого сопротивления  $R_{sh}$ , слоевой концентрации и подвижности электронов в двумерном электронном газе были равны 318 Ом/квadrat,  $1.31 \cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup> и 1584 см<sup>2</sup>/(В·с) соответственно.

Быстрый термический отжиг контактов проводился в атмосфере азота в течение 30 с при температурах 800 и 850 °С для систем Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au, соответственно. Для допыления контактов использовалась система металлизации Ti/Au (20/1000 нм). С целью получения более точных результатов измерений геометрические размеры всех изготовленных тестовых структур измерялись с помощью РЭМ (рис. 39).

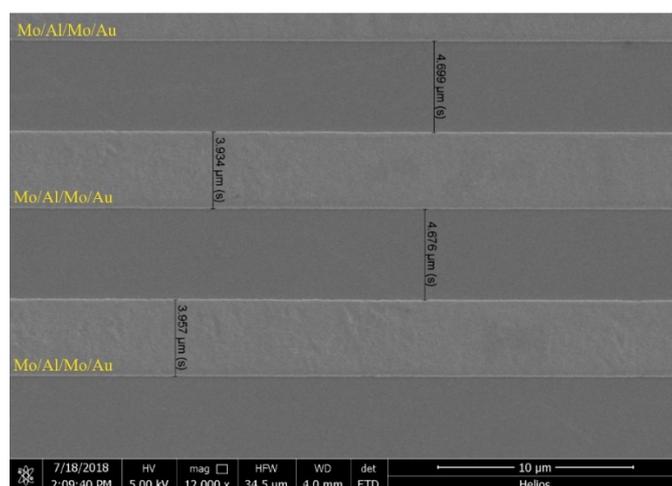


Рисунок 39 – РЭМ-изображение омического контакта на основе Mo/Al/Mo/Au, отожженного при 800°С, с указанием размеров тестовой структуры

Полученные омические контакты продемонстрировали линейные вольт-амперные характеристики и значения контактного сопротивления  $R_c$ , равные 0.80 и 0.65 Ом·мм для систем Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au, соответственно. Следует отметить, что различие значений  $R_c$  омических контактов, вероятно, связано с неоднородностью промежуточного слоя широкозонного AlN по подложке: в ходе предыдущих исследований [168] было обнаружено, что для гетероструктуры AlGaN/GaN, выращенной с промежуточным слоем AlN (0.6 нм), разброс значений  $R_c$  по пластине для омического контакта Mo/Al/Mo/Au составил от 0.3 до 0.85 Ом·мм, тогда как для структуры AlGaN/GaN значение  $R_c$  было в пределах от 0.3 до 0.4 Ом·мм.

При определении  $R_{sk}$  методами SCVM и ERM использовался набор тестовых структур, представленный на рисунке 40, который состоит из двух TLM-тестов, тестов для измерения  $R_{sm}$  и  $R_{sh}$  и серии тестов с различными длинами контактных площадок (1.5 до 100 мкм) для определения  $R_E$ . Следует отметить, что перед напылением толстого слоя металлизации на контактные площадки процесс фотолитографии был переделан несколько раз из-за сложности совмещения и проявления площадок с малыми размерами (длины контакта до 3 мкм).

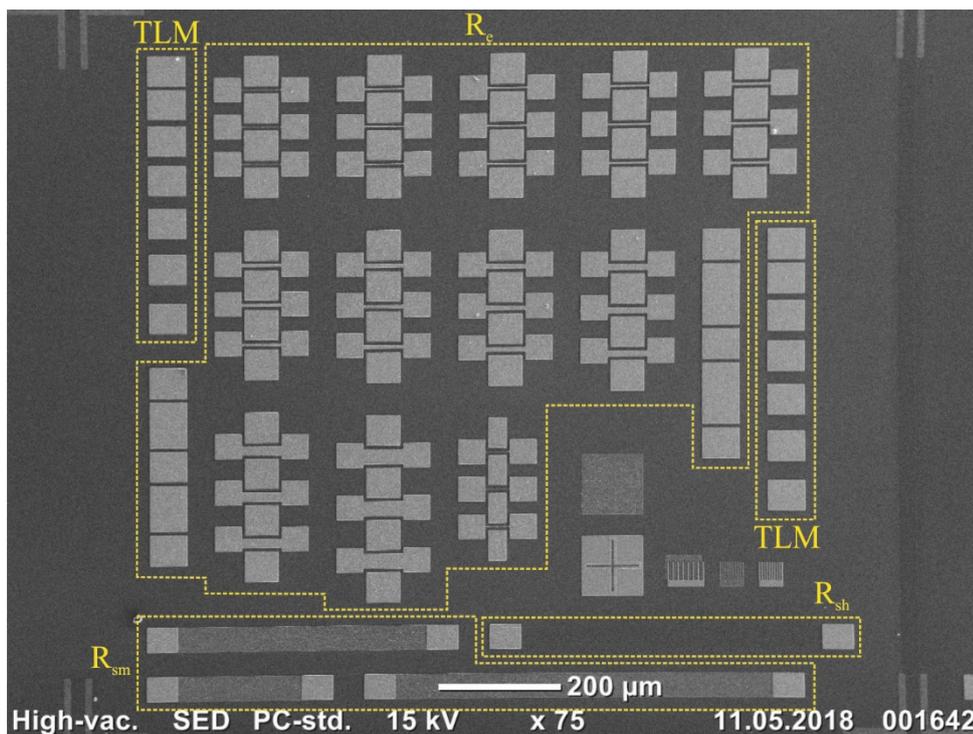


Рисунок 40 – Набор тестовых структур для измерения методами SCVM и ERM

В таблицах 13 и 14 представлены результаты измерения методами SCVM и ERM для омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au. Измерения двумя методами были проведены на одной и той же тестовой структуре. При измерении методом SCVM разброс значений  $R_{sk}$  в зависимости от  $d$ , для омического контакта на основе Mo/Al/Mo/Au составил 222.6 – 374.0 Ом/кв, а для системы металлизации Ti/Al/Mo/Au – 271.3 – 361.5 Ом/кв. При измерении методом ERM разброс значений  $R_{sk}$  оказался заметно меньше: для контакта на основе Mo/Al/Mo/Au – 249.9 – 281.1 Ом/кв, для контакта на основе Ti/Al/Mo/Au – 269.7 – 302.8 Ом/кв. Для сравнения, средние значения  $R_{sh}$ , измеренные методом TLM, были равны 312 и 321 Ом/кв для образцов на основе систем Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au, соответственно.

Таблица 13 – Значения  $R_E$  и  $R_{sk}$  в зависимости от длины  $d$  для омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au, измеренные методами SCVM и ERM

$d$ , мкм	Метод SCVM		Метод ERM	
	$R_E$ , Ом	$R_{sk}$ , Ом/кВ	$R_E$ , Ом	$R_{sk}$ , Ом/кВ
1,5	27,3	303,8	32,4	279,4
1,8	45,6	302,0	44,6	277,0
2,2	30,8	374,0	12,4	261,2
3,1	26,3	352,7	20,7	265,2
4,1	5,7	343,3	6,3	272,0
5,0	4,1	227,3	4,6	273,6
6,4	2,4	277,5	2,8	281,1
8,0	1,4	222,6	1,8	255,4
10,5	0,6	247,5	1,0	247,9

Таблица 14 – Значения  $R_E$  и  $R_{sk}$  в зависимости от длины  $d$  для омических контактов на основе системы металлизации Ti/Al/Mo/Au, измеренные методами SCVM и ERM

$d$ , мкм	Метод SCVM		Метод ERM	
	$R_E$ , Ом	$R_{sk}$ , Ом/кВ	$R_E$ , Ом	$R_{sk}$ , Ом/кВ
1,5	27,5	341,3	29,1	269,7
1,8	9,0	326,9	10,3	282,4
2,2	6,9	361,5	8,2	275,7
3,1	5,2	334,5	6,1	289,9
4,1	3,4	305,4	3,9	277,0
5,0	2,2	271,3	2,5	290,4
6,4	1,4	309,4	1,5	302,8
8,0	0,8	274,9	0,2	389,0
10,5	0,3	248,0	0,1	315,9

Обработка результатов измерений проводилась на основе выражения (13). Следовательно, экспериментально полученная зависимость  $R_c/R_E$  от  $d$  аппроксимировалась функцией  $f(d)=\cosh(d/L_T)$  и в результате определялось значение  $L_T$ , а впоследствии и  $R_{sk}$ . Аппроксимированные зависимости  $R_c/R_E$  от  $d$  для омических контактов Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au представлены на рисунке 41. Стоит отметить, что значение  $R_E$  для контактных площадок с  $d > 9$  мкм было очень мало, что хорошо коррелирует с длиной  $3 \cdot L_T$ , при котором значение тока падает в 3-е раз.

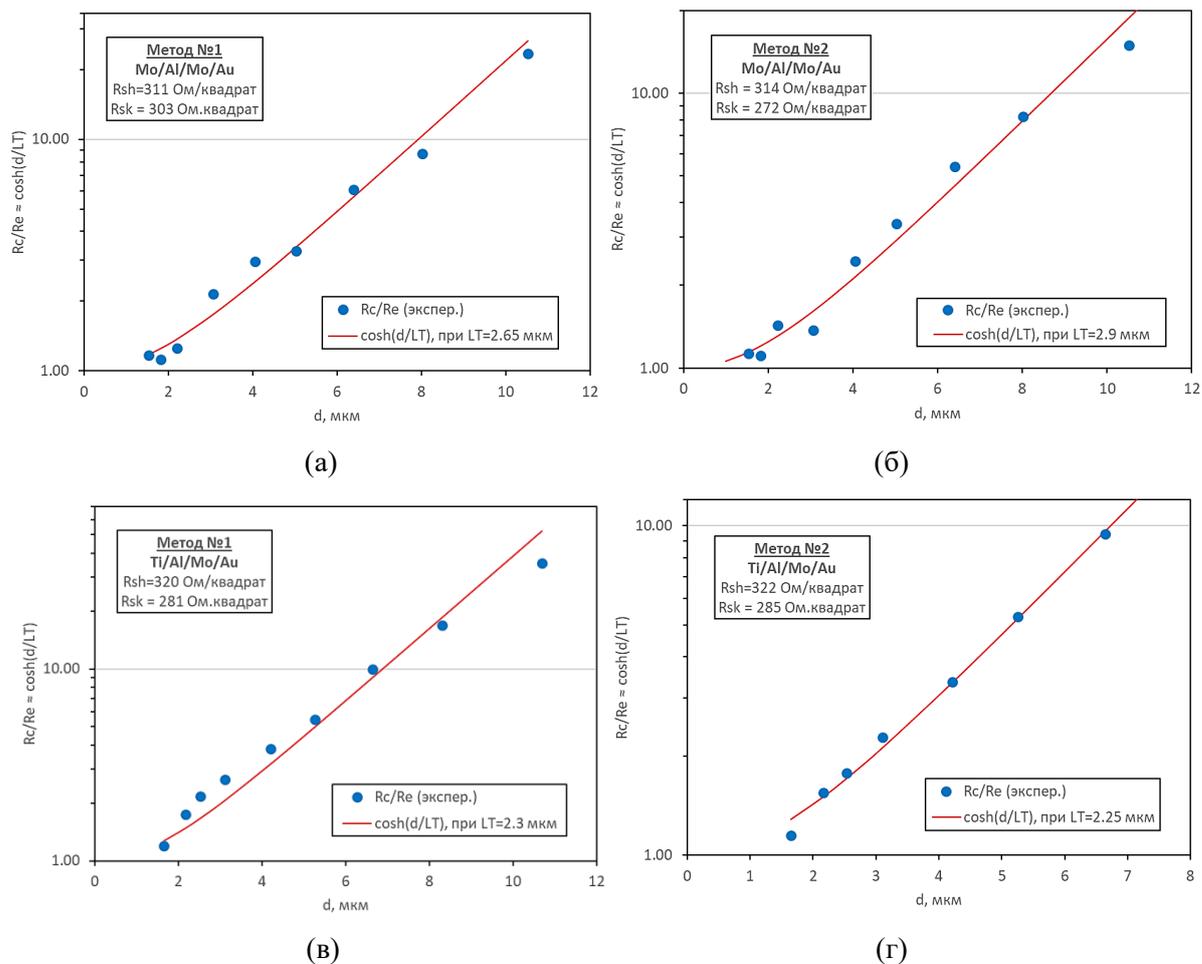


Рисунок 41 – Экспериментально полученные с помощью методов №1 и 2 зависимости  $R_c/R_e$  от  $d$ , аппроксимированные функцией  $f(d)=\cosh(d/LT)$  для омических контактов Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au

Для определения  $R_{sk}$  с использованием нового подхода был использован набор тестовых структур, представленный на рисунке 42. В серии тестов для измерения  $R_x$  длина контактных площадок, расположенных посередине, варьировалась от 1.5 до 200 мкм.

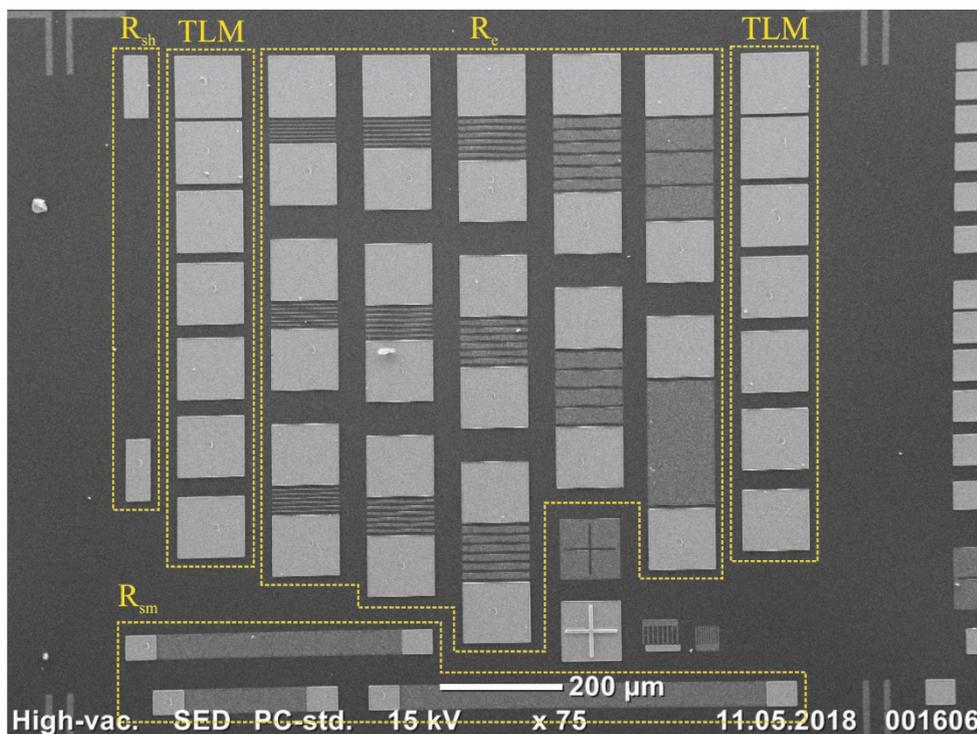


Рисунок 42 – Набор тестовых структур для измерения оптимизированным методом

Обработка результатов измерений проводилась в среде Maple, в которой решалась система дифференциальных уравнений (21) и (22), затем используя выражения (25) и (26) аппроксимировалась зависимость  $R_x$  от  $d$  и, из аппроксимации определялось значение  $R_{sk}$ . Аппроксимированные зависимости  $R_x$  от  $d$  для омических контактов Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au представлены на рисунке 43

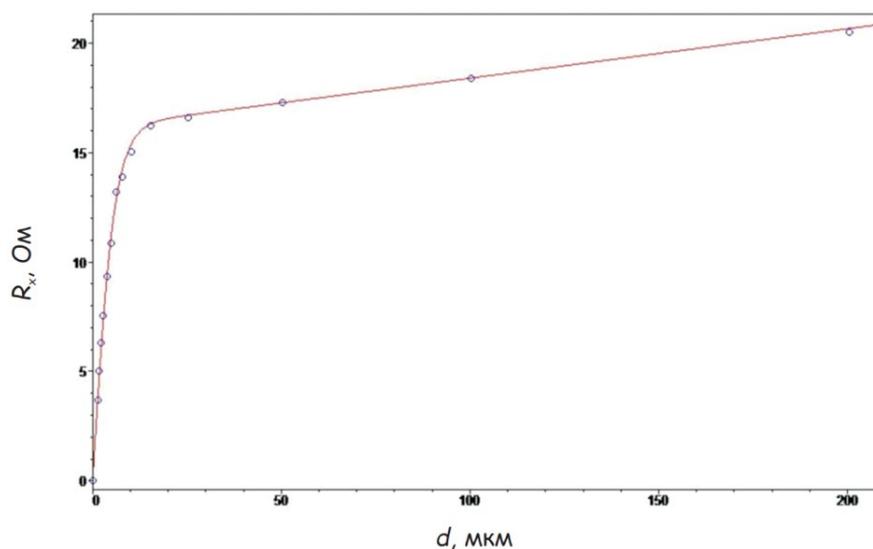


Рисунок 43 – Экспериментально полученные с помощью нового метода зависимости  $R_x$  от  $d$ , аппроксимированные с помощью Maple, для омического контакта Mo/Al/Mo/Au

В таблице 15 приведены средние значения  $R_{sh}$ ,  $R_{sk}$ ,  $L_T$ ,  $R_{ci}$   $\rho_c$ , измеренные тремя методами для омических контактов Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au к гетероструктуре AlGaIn/GaN.

Таблица 15 – Сравнение методов определения слоевого сопротивления ДЭГ под омическим контактом (представлены средние значения для выборки из 11 тестов, расположенных рядом)

Омический контакт	Метод	$R_{sh}$ , Ом/кв.	$R_{sk}$ , Ом/кв.	$(R_{sk}/R_{sh}) \cdot 100\%$	$L_T$ , мкм	$R_c$ , Ом·мм	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$\rho_c$ (при $R_{sk}=R_{sh}$ ), Ом·см <sup>2</sup>
Mo/Al/Mo/Au	SCVM	311	300	96,5	2,7	0,81	$2,13 \cdot 10^{-5}$	$2,08 \cdot 10^{-5}$
	ERM	314	268	85,4	2,9	0,80	$2,28 \cdot 10^{-5}$	$1,97 \cdot 10^{-5}$
	Новый	317	277	87,4	2,9	0,81	$2,33 \cdot 10^{-5}$	$2,28 \cdot 10^{-5}$
Ti/Al/Mo/Au	SCVM	320	322	100,6	2,3	0,65	$1,49 \cdot 10^{-5}$	$1,31 \cdot 10^{-5}$
	ERM	322	284	88,2	2,25	0,64	$1,44 \cdot 10^{-5}$	$1,28 \cdot 10^{-5}$
	Новый	327	300	91,7	2,25	0,65	$1,52 \cdot 10^{-5}$	$1,33 \cdot 10^{-5}$

Как видно из таблицы 15, измерения всеми 3 методами показали похожие результаты. Для обоих типов омических контактов значение  $R_{sk}$  составило от 85 до 101 % от значения  $R_{sh}$ . Погрешность измерения методом SCVM составила 20%, погрешность метода ERM была 11 %, тогда как погрешность модифицированного метода Sawdai не превышала 3 %. Также следует отметить незначительное различие в значениях  $\rho_c$ , полученных при условиях  $R_{sk} \neq R_{sh}$  и  $R_{sk} = R_{sh}$ . Следовательно, для омических контактов к гетероструктурам AlGaIn/GaN, в которых в результате термического отжига металлизация не вплавляется до ДЭГ [169], при измерении контактного сопротивления можно считать значение  $R_{sk}$  равным значению  $R_{sh}$ .

## 2.2.4 Тестовые TLM-структуры

Исходя из результатов вышепредставленного эксперимента было решено для дальнейших исследований использовать тестовые TLM-структуры, состоящие из восьми прямоугольных контактных площадок с ширинами 200 мкм, расположенных друг от друга на расстояниях 5, 10, 15, 20, 25, 30 и 35 мкм (рисунок 44). При этом ширина  $w$  и длина  $d$  активных областей контактных площадок составляла по 100 мкм. Части контактных площадок, расположенные вне мезы с двух сторон, предназначались для контакта с зондами. Электрические характеристики контактов были измерены четырехзондовым

методом с помощью анализатора характеристик полупроводниковых приборов Agilent B1500A.

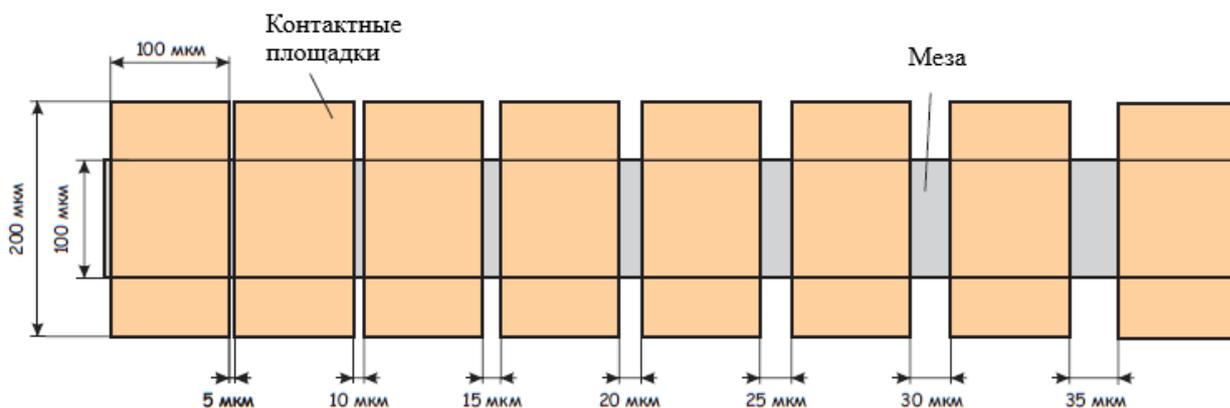


Рисунок 44 – Тестовая TLM-структура

## 2.3 Методы исследования микроструктуры и морфологии контактов

### 2.3.1 Растровая электронная микроскопия

Для исследования морфологии поверхности контактов использовался метод растровой электронной микроскопии (РЭМ). Принцип данного метода заключается в сканировании исследуемой области образца сфокусированным электронным «зондом» и регистрации возникающих при этом сигналов. Во время сканирования генерируются вторичные, обратно отраженные и Оже-электроны, а также рентгеновское и световое излучения и т.д. Сигнал вторичных электронов позволяет получить четкие изображения с характерным трехмерным эффектом, что используется для анализа поверхностной структуры образца. Сигнал обратно отраженных электронов в зависимости от конфигурации детектора позволяет получить информации о рельефе поверхности и/или о материале образца. Разрешающая способность наиболее распространенных растровых электронных микроскопов достигает 5–10 нм. Одним из существенных достоинств данного метода является простота подготовки образцов для анализа.

В настоящей работе измерения морфологии проводились с помощью микроскопа JSM-6480LV (фирма JEOL, Япония), при ускоряющих напряжениях 5, 10 и 15 кВ. Микроскоп имеет вольфрамовый источник электронов, оснащен детекторами вторичных и обратно отраженных электронов, а также системой энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора. Исследования проводились при увеличениях от 400 до 5000 крат.

### 2.3.2 Просвечивающая электронная микроскопия

Для исследования границы раздела металл-полупроводник, микроструктуры контакта и фазовых превращений, происходящих во время термического отжига омических контактов, использовался метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Принцип данного метода заключается в пропускании электронного пучка сквозь ультратонкий образец (менее 0.1 мкм), при этом прошедшие электроны регистрируются на флуоресцентном экране, фото пленке или сенсорном приборе с зарядовой связью. Разрешающая способность современных микроскопов, работающих при ускоряющем напряжении 200–400 кВ, равна 0.15–0.19 нм. Для ПЭМ высокого разрешения разрешающая способность может достигать до 0.05 нм.

Измерения проводились с помощью микроскопа JEM 2100 (фирма JEOL, Япония) с LaV<sub>6</sub> катодом повышенной яркости, при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы готовились в поперечном сечении с помощью растрового электронного микроскопа, оснащенного сфокусированным ионным пучком. В качестве защитного слоя на поверхность образца напылялся слой Pt, толщиной 4 мкм. Во избежание повреждений поверхности образца слой Pt напылялся сначала электронным пучком, затем ионным. Далее с обеих сторон защитного слоя с помощью остросфокусированного пучка ионов Ga с энергией 30 кэВ при токе 6.5 нА делались срезы и, таким образом, формировалась ламель (заготовка для образца ПЭМ). Последующая шлифовка ламели, приваренной к медной сетке (держатель для ПЭМ), проводился с обеих сторон до толщины 50 – 100 нм, при этом ток пучка был равен 0.1 нА.

### 2.3.3 Энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия

Элементный анализ в локальных областях образца проводился методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Принцип данного метода заключается в возбуждении электронным пучком или рентгеновскими лучами (в случае рентгеновских флуоресцентных анализаторов) атомов исследуемого образца, в результате чего испускается характеристическое рентгеновское излучение. При исследовании массивного образца из-за наличия рассеяния электронов область сбора такого излучения значительно больше диаметра электронного зонда. При исследовании ультратонких образцов рассеяния электронов практически не происходит, исходя из этого, в методе ПЭМ разрешающая способность энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии может достигать 0.2 нм.

В настоящем исследовании картирование распределения элементов по поверхности контактных площадок производилось с использованием энергодисперсионного

спектрометра (ЭДС) в составе РЭМ JSM-6480LV (фирма JEOL, Япония), при ускоряющих напряжениях 5, 10 и 15 кВ. Для исследования элементного состава зерен и границы раздела металл-полупроводник использовался энергодисперсионный рентгеновский спектрометр JED-2300 интегрированный в ПЭМ JEM 2100 (фирма JEOL, Япония), измерения проводились при ускоряющем напряжении 200 кВ.

### **2.3.4 Атомно-силовая микроскопия**

Измерение параметров шероховатости поверхности контактов проводилось с использованием метода атомно-силовой микроскопии. Метод основан на сканировании поверхности образца с помощью микрозонда (кантилевера). Между кантилевером и поверхностью образца действуют ван-дер-ваальсовы силы, которые отклоняют кантилевер. На выступающем конце кантилевера располагается зеркальная площадка, на которую падает лазерный луч. Отклонение луча регистрируется фотодетектором, также с помощью пьезодатчика измеряется сила, с которой кантилевер притягивается к поверхности. Данные, полученные с помощью фотодетектора и пьезодатчика используются для обратной связи. В результате, метод атомно-силовой микроскопии позволяет получать 3D карты поверхности образца в режиме реального времени.

Параметров шероховатости поверхности контактов измерялись при комнатной температуре с помощью атомно-силового микроскопа марки MFP-3D Stand Alone (фирма Asylum Research, США). Поле сканирования было выбрано равным  $20 \times 20$  мкм. Топографии образцов визуализировались в полуконтактном режиме с применением кантилевера PPP-NCHR (Nanosensors) с резонансной частотой 330 кГц, жесткостью  $k=32$  Н/м.

Оценка шероховатости поверхности исследуемых образцов производилась в программе Gwyddion (версия 2.51). Для устранения артефактов на изображении и выравнивания «нулевого уровня» применены фильтры 3-го порядка в вертикальном и горизонтальном направлении. После этого с помощью функции «Statistical quantities» на экран выводились посчитанные программой статистические параметры, среди которых имеется значение среднеквадратичной шероховатости поверхности (RMS roughness (Sq)) по сканируемой площади.

### **2.3.5 Рентгеновская дифрактометрия**

Для исследования межфазных соединений, образующихся при формировании омического контакта, был использован метод рентгеновской дифрактометрии. В основе данного метода лежит явление дифракции рентгеновских лучей на кристаллической

решетке исследуемого образца. Во время измерения происходит сканирование образца по углу  $\theta$  и для определенных межплоскостных расстояний возникают дифракционные максимумы (дифракционные отражения). Направления максимумов дифракции рентгеновских лучей определяются согласно закону Брэгга-Вульфа:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta, \quad (27)$$

где  $n$  – порядок дифракционного максимума,  $\lambda$  – длина волны,  $d_{hkl}$  – межплоскостное расстояние между отражающими плоскостями,  $\theta$  – угол падения луча.

В настоящей работе измерения проводились на многоцелевом рентгеновском дифрактометре D8 Discover (фирма Bruker-AXS, Германия). Источником рентгеновского излучения являлась рентгеновская трубка мощностью 1.6 кВт с медным анодом. Параллельный пучок с расходимостью  $0.03^\circ$  формировался зеркалом Гёбеля. Ширина рентгеновского пучка составляла 0.2 мм. Для отсекающего  $\text{CuK}_\beta$  составляющей рентгеновского излучения перед детектором был установлен Ni фильтр. Интенсивность отраженного луча измерялась с помощью позиционно-чувствительного детектора LynxEye (угловое разрешение  $0.015^\circ$ ). Измерения выполнялись в геометрии  $2\theta$ - $\omega$ . Дифрактограммы обрабатывались в программе EVA (Bruker-AXS) с базой данных химических соединений ICDD PDF-2 (2004).

### 2.3.6 Электронная Оже-спектроскопия

Для исследования изменения элементного состава по глубине омических контактов был использован метод электронной Оже-спектроскопии (ЭОС). Принцип данного метода заключается в бомбардировке поверхности образца электронами с энергией, достаточной для ионизации одной из внутренних оболочек атома, и регистрации испускаемых при этом Оже-электронов, по энергиям которых можно определить какому элементу они соответствуют. При этом параллельно производится травление поверхности образца пучком аргона. Чередование циклов возбуждения и регистрации Оже-электронов в образце и травления образца позволяет установить элементные профили по глубине. Известно, что длина свободного пробега Оже-электронов сопоставимо с периодом кристаллической решетки твердых тел, при этом большая часть информации поступает с глубины 0.5–1.0 нм. Таким образом, основным преимуществом ЭОС является очень малая глубина анализа.

Измерения проводились на установке электронной Оже-спектроскопии РНІ-680 (фирма Physical Electronics, США) при следующих условиях: энергия первичного пучка 10 кэВ, ток первичного пучка 10 нА, диаметр первичного пучка 40 нм, глубина анализа 5 –

50 Å, давление остаточных газов в исследовательской камере  $3 \cdot 10^{-9}$  Торр. Предел чувствительности по элементам – 0.3–1.5 % (ат.). Для получения профилей распределения по глубине использовалась ионная пушка. Травление осуществлялось ионами  $\text{Ar}^+$  с энергией ионного пучка 2 кВ и ионным током 1.4 мкА. Угол между поверхностью образца и ионным пучком  $30^\circ$ . При таких условиях скорость травления стандартного образца со слоем  $\text{SiO}_2$  составляла 20 нм/мин.

## 2.4 Выводы

Описаны конструкции эпитаксиальных гетероструктур, используемых в диссертационной работе. Приведен краткий технологический маршрут изготовления тестовых структур с омическими контактами на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaIn/GaN.

Впервые проведено сравнение методов измерения слоевого сопротивления ДЭГ под омическим контактом и предложен оптимальный подход к измерению слоевого сопротивления ДЭГ под омическим контактом к гетероструктуре  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ , основанный на совмещении измерений слоевого сопротивления металлизации, измерений слоевого сопротивления ДЭГ вне контакта методом TLM и измерений методом, основанном на определении сопротивления протеканию тока через набор полосковых омических контактов в зависимости от длины полосков.

Описаны методы, соответствующее оборудование и режимы, использованные для исследования морфологии поверхности, микроструктуры контакта и изучения механизма формирования контактов Mo/Al/Mo/Au методами растровой электронной микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, рентгеновской дифрактометрии и электронной Оже-спектроскопии.

# ГЛАВА III. ОТРАБОТКА ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМИРОВАНИЯ ОМИЧЕСКОГО КОНТАКТА НА ОСНОВЕ Mo/Al/Mo/Au К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGaIn/GaN

## 3.1 Выбор оптимального режима отжига контактов

В экспериментах по отработке оптимального режима отжига и определению оптимального соотношения толщин слоев металлов были использованы ЭГС1. Напыление слоев металлов осуществлялось на установке УВН-2М. Начальные толщины слоев системы металлизации Mo/Al/Mo/Au были выбраны равными 10/40/40/40 нм.

На первом этапе образцы отжигались в атмосфере азота в диапазоне температур от 600 до 950°C в течение 30 с. Далее при выбранной оптимальной температуре был проведен поиск оптимального времени отжига. На рисунке 45а представлены зависимости  $\rho_c$  от температуры отжига. Как видно, с ростом температуры отжига от 600 до 750 °C  $\rho_c$  уменьшается более чем на три порядка с  $3 \cdot 10^{-1}$  до  $9.5 \cdot 10^{-5}$  Ом·см<sup>2</sup>, а наилучшие электрические параметры контакта наблюдаются при температурах от 750 до 900 °C. В этом диапазоне температур вольт-амперные характеристики контактов имели омическое поведение, для других температур характеристики были сильно нелинейны. Минимальное значение  $\rho_c$  было получено при температуре отжига 800 °C и составило  $7 \cdot 10^{-5}$  Ом·см<sup>2</sup>. Картина изменения морфологии поверхности омических контактов в зависимости от температуры отжига приведена на рисунке 46. Видно, что изготовленные омические контакты имеют развитую поверхность с ровной кромкой. При увеличении температуры выше 900°C морфология поверхности значительно ухудшается.

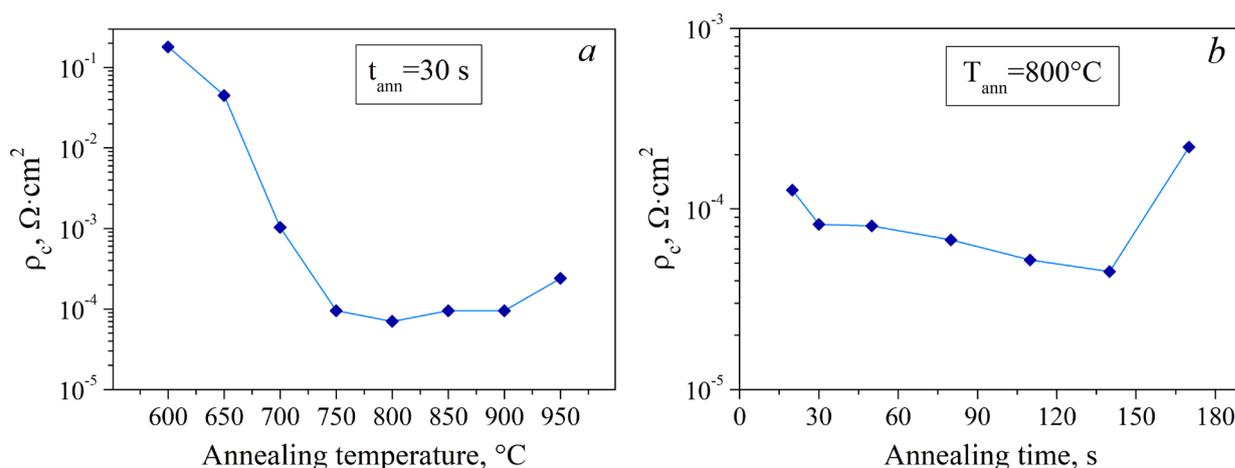


Рисунок 45 – Зависимость  $\rho_c$  для системы Mo/Al/Mo/Au 10/40/40/40 нм: (a) от температуры отжига (время отжига 30 с); (b) от времени отжига при 800°C

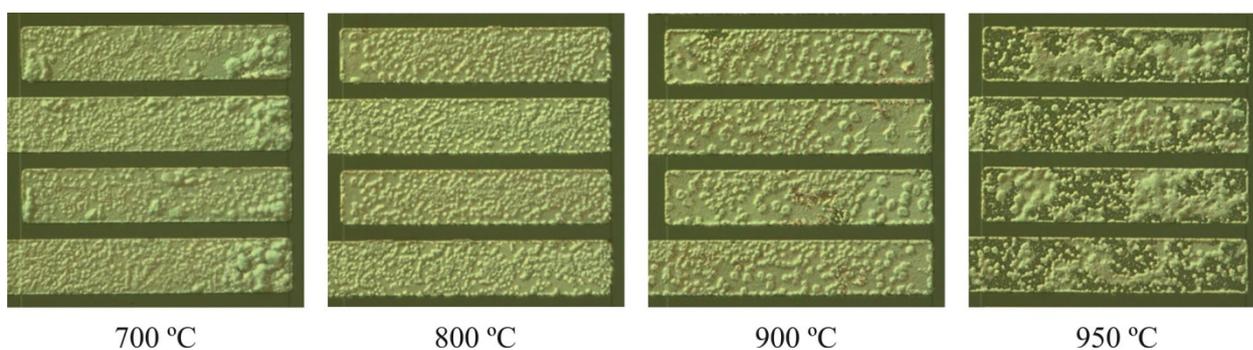


Рисунок 46 – Фотографии морфологии омических контактов Mo/Al/Mo/Au при различных температурах отжига (время отжига 30 с). Размеры «пальцев» 75×15 мкм

Результаты измерений  $\rho_c$  в зависимости от времени отжига в диапазоне от 20 до 170 с представлены на рисунке 45б. При увеличении времени отжига до 140 с наблюдалось постепенное уменьшение значения  $\rho_c$ , однако при этом происходило заметное ухудшение морфологии поверхности омического контакта и по этой причине время отжига было выбрано равным 30 с.

### 3.2 Выбор оптимального соотношения толщин слоев металлизации Mo/Al/Mo/Au

При выбранном оптимальном температурно-временном режиме отжига (800°C, 30 с) было проведено исследование влияния толщин слоев металлизации на параметры контакта. На первом этапе находилась оптимальная толщина первого слоя Mo, при этом соотношение толщин слоев Mo/Al сохранялось равным 1/4. Зависимость  $\rho_c$  от толщины первого слоя Mo представлена на рисунке 47а. Видно, что для толщин от 10 до 20 нм  $\rho_c$  практически не меняется, однако уже с увеличением толщины слоя Mo до 25 нм  $\rho_c$  резко возрастает более чем на два порядка: с  $8.2 \cdot 10^{-5}$  до  $9.5 \cdot 10^{-3}$  Ом·см<sup>2</sup>. Затем для выбранной толщины первого слоя Mo, равной 10 нм, определялось оптимальное соотношение толщин слоев Mo/Al (рис. 47б). Как можно видеть, в исследуемом диапазоне соотношений толщин измеренная зависимость  $\rho_c$  имеет минимум при значении Mo/Al равном 1/6, для которого  $\rho_c$  было равно  $3.0 \cdot 10^{-5}$  Ом·см<sup>2</sup>. Необходимо отметить, что для всех исследованных на данных этапах систем морфология поверхности контактов ухудшалась с увеличением толщины слоя Al, как показано на рис. 48а,б.

На третьем этапе был проведен поиск оптимальной толщины второго слоя Mo, результаты представлены на рисунках 47в и 48в. Минимальное значение  $\rho_c$ , равное  $2.0 \cdot 10^{-5}$  Ом·см<sup>2</sup>, было достигнуто при толщине второго слоя молибдена (Mo(II)) 50 нм. На последнем этапе определялась оптимальная толщина слоя Au. Зависимость  $\rho_c$  от толщины

в этом случае также как для Al и Mo(II) имела вид кривой с минимумом – минимальное контактное сопротивление достигалось при 50 нм (рис. 47г, 48г). Следует отметить, что при толщинах слоя Au менее 40 нм параметры омического контакта резко ухудшаются – переходное контактное сопротивление уже при толщине золота 20 нм почти на четыре порядка выше – почти  $0.4 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$ . При полном отсутствии слоя Au ВАХ контактов были сильно нелинейны и имели высокое дифференциальное сопротивление. При замене слоя Au на слой Pt или TiN также происходило ухудшение параметров контактов – ВАХ также были неомические. Этот факт, возможно, указывает на важную роль Au в формировании омического контакта на основе системы Mo/Al/Mo/Au.

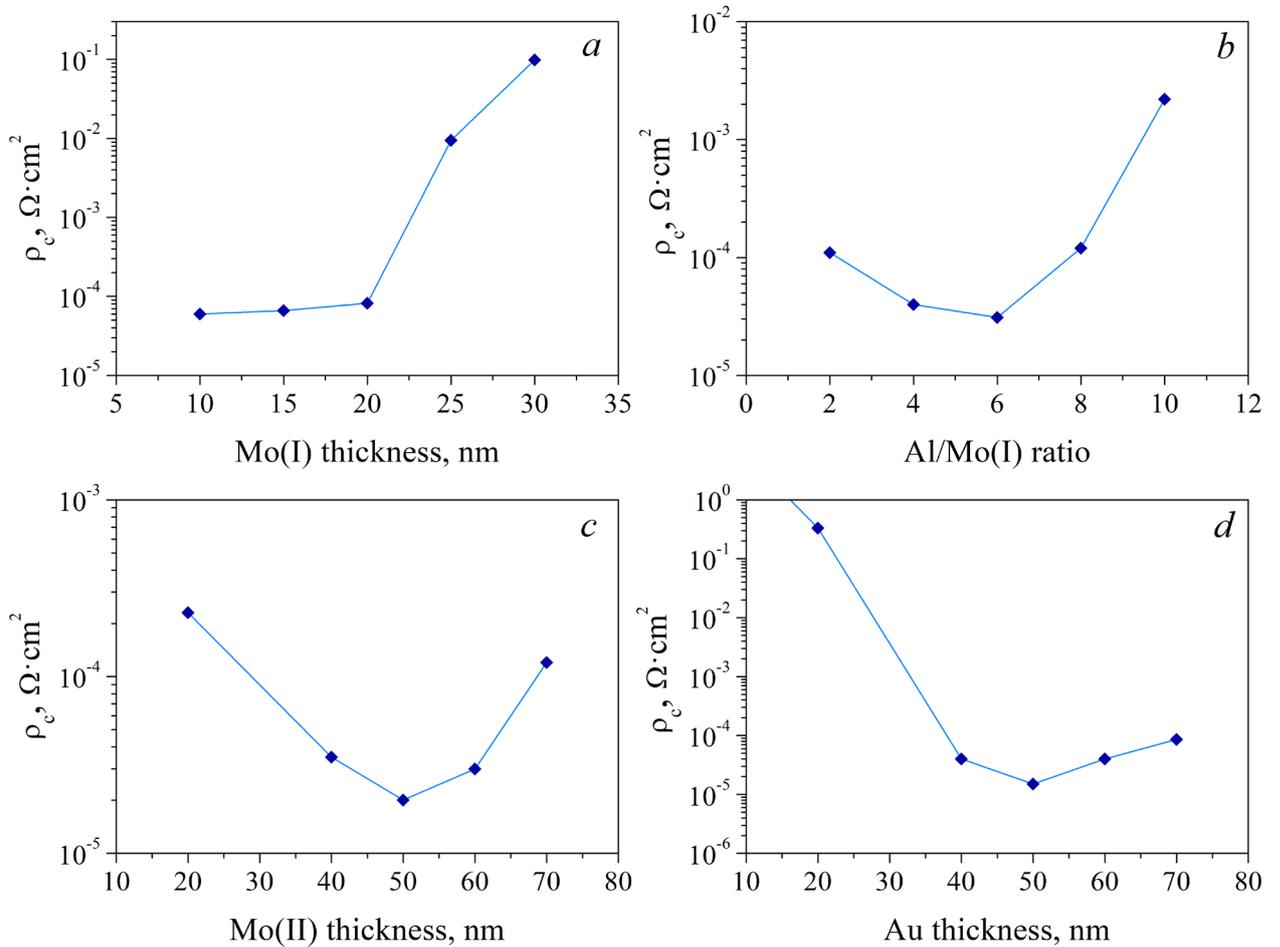


Рисунок 47 – Зависимость  $\rho_c$  от толщин слоев: (a) от толщины первого слоя Mo при соотношении толщин слоев Mo/Al равно 1/4; (b) от соотношения толщин слоев Al/Mo(I); (c) от толщины второго слоя Mo(II); (d) от толщины слоя Au

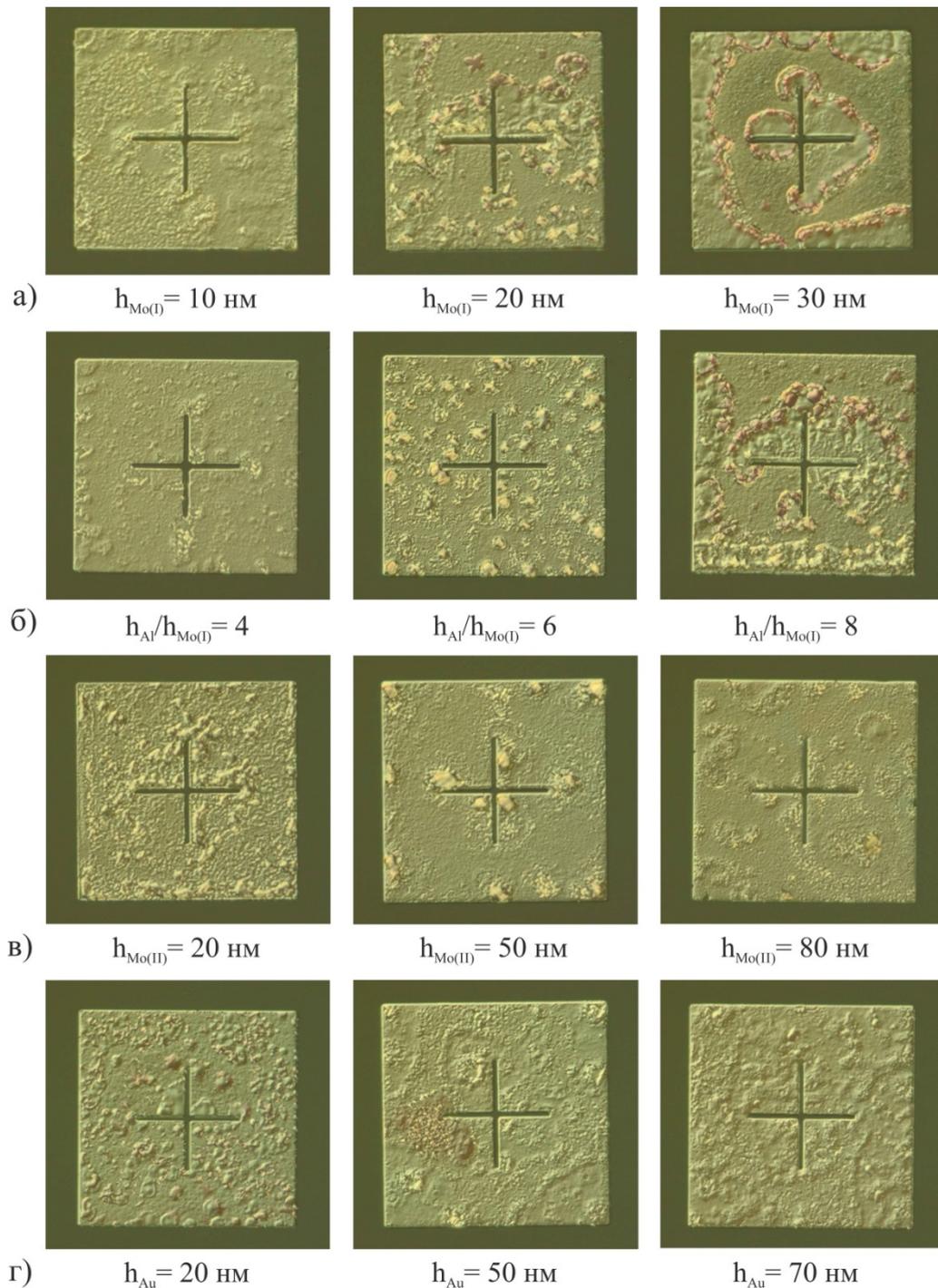


Рисунок 48 – Фотографии поверхности контакта на основе Mo/Al/Mo/Au в зависимости от толщин слоев: а) от толщины первого слоя Mo; б) от соотношения толщин слоев Al/Mo; в) от толщины барьерного слоя Mo; г) от толщины слоя Au. Размер знака  $60 \times 60 \text{ мкм}$

Таким образом, были определены оптимальные толщины слоев системы металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм). Лучшие значения  $\rho_c$  и  $R_c$  для данной системы на ЭГС1 составили соответственно  $8.0 \cdot 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$  и  $0.54 \text{ Ом} \cdot \text{мм}$ . При этом, изготовленный по этой же технологии к ЭГС2 омический контакт показал значительно более низкие значения сопротивления –  $4.7 \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$  и  $0.14 \text{ Ом} \cdot \text{мм}$ , соответственно. Следует отметить,

что в последствии при переходе с напылительной установки УВН-73-П на электронно-лучевую машину Temescal FC 2000 соотношение слоев металлов было оптимизировано (10/50/55/50 нм) из-за различной плотности слоев Мо, при этом структура и морфология контактов осталась неизменной.

### 3.3 Исследование фазового состава контактов на основе Мо/Al/Мо/Au в зависимости от соотношения толщин слоев металлов

Исследование фазового состава металлизации контактов, полученных в разделе 3.2, в зависимости от соотношения толщин слоев металлов было проведено методом рентгеновской дифрактометрии. На рисунках 49 и 50 представлены дифрактограммы контактов на основе Мо/Al/Мо/Au, отожженных при 800°C в течение 30 с, для различных толщин первого слоя Мо и слоя Al (при соотношении толщин слоев Мо/Al равном 1/4) и для различных соотношений толщин слоев Мо/Al, соответственно. Значения контактных сопротивлений образцов приведены в таблицах 16 и 17, соответственно.

Таблица 16 – Контактные сопротивления образцов с различными толщинами первого слоя Мо и слоя Al (соотношении толщин слоев Мо/Al равно 1/4)

№	Толщины слоев Мо/Al/Мо/Au, нм	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$R_c$ , Ом·мм
1	10/40/40/40	$7.5 \cdot 10^{-5}$	1.50
2	20/80/40/40	$8.2 \cdot 10^{-5}$	1.55
3	30/120/40/40	$9.9 \cdot 10^{-2}$	47.3

Таблица 17 – Контактные сопротивления образцов с различными соотношениями толщин слоев Мо/Al (толщине первого слоя Мо равна 10 нм)

№	Толщины слоев Мо/Al/Мо/Au, нм	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$R_c$ , Ом·мм
1	10/20/40/40	$1.1 \cdot 10^{-4}$	1.95
2	10/60/40/40	$3.1 \cdot 10^{-5}$	1.06
3	10/100/40/40	$2.2 \cdot 10^{-3}$	8.14

На дифрактограммах присутствуют пики GaN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, соответствующие материалам подложки, а также пики Al, Мо. Также были зарегистрированы дополнительные пики возможных межфазных соединений Al<sub>2</sub>Au, Al<sub>3+x</sub>Mo<sub>1-x</sub>, AlMo<sub>3</sub>, нельзя исключать наличие фаз GaMo<sub>3</sub> и GaAu<sub>2</sub>. Это говорит о сильном перемешивании металлов в процессе термического отжига. Наличие соединений Al<sub>2</sub>Au и GaAu<sub>2</sub> указывает на диффузию Au вглубь контакта.

Рассматривая поведение дифрактограмм для различных соотношений толщин слоев, и соотнося их с электрическими параметрами контактов, можно выделить некоторые общие особенности:

- пики  $\text{Al}_2\text{Au}$ , зарегистрированы для образцов с толщинами слоя Al более 60 нм, имеющих неприемлемую морфологию поверхности (см. рисунок 48а и 48б);
- пики  $\text{Al}_{3+x}\text{Mo}_{1-x}$ ,  $\text{AlMo}_3$  (и предположительно  $\text{GaMo}_3$ ) наблюдаются только для образцов, демонстрирующих омическое поведение вольт-амперных характеристик. Увеличение их интенсивности соответствует уменьшению контактного сопротивления.

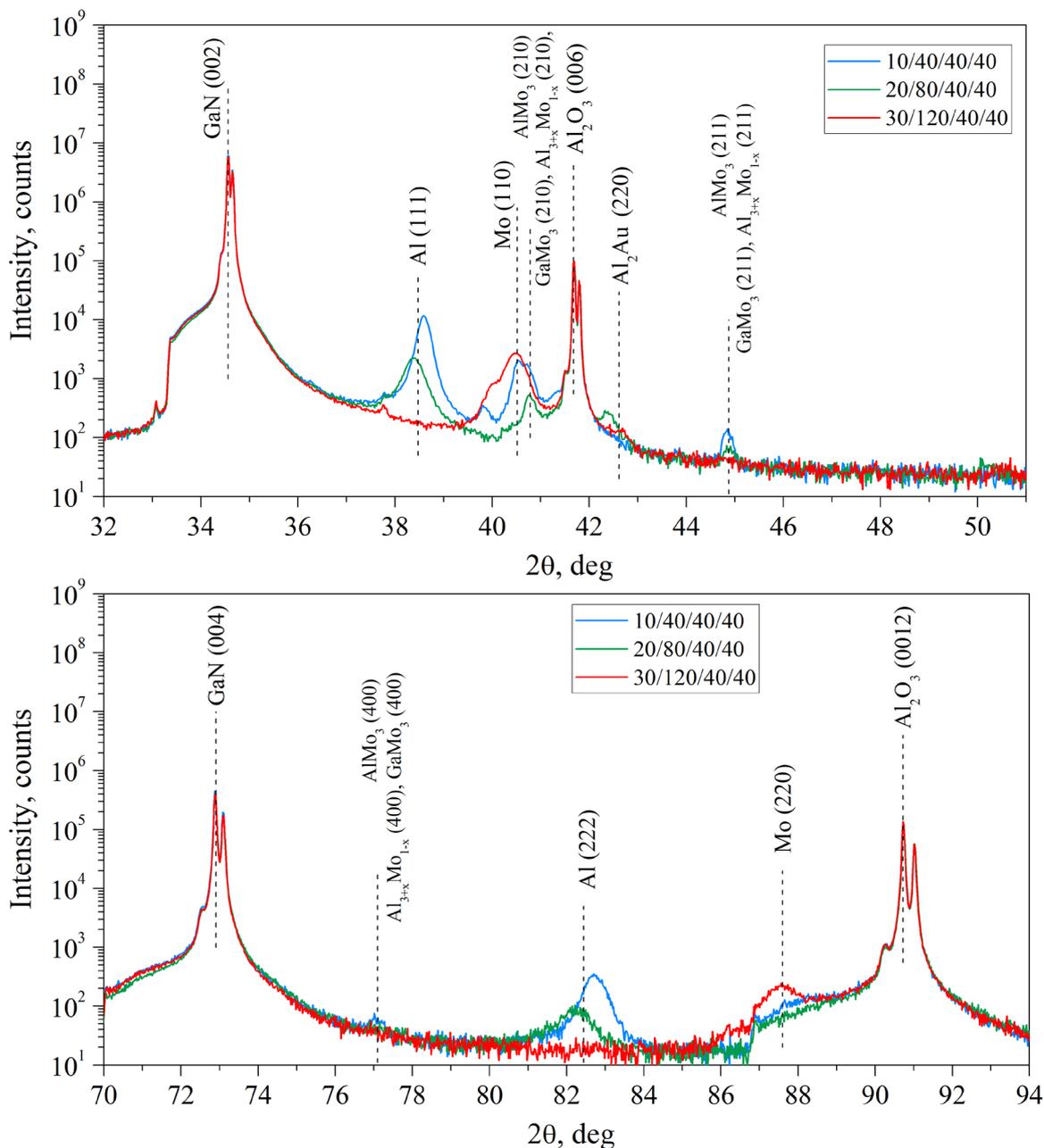


Рисунок 49 – Дифрактограммы структур AlGaN/GaN со сформированными омическими контактами Mo/Al/Mo/Au для различных толщин первого слоя Mo и слоя Al (при соотношении толщин слоев Mo/Al равном 1/4)

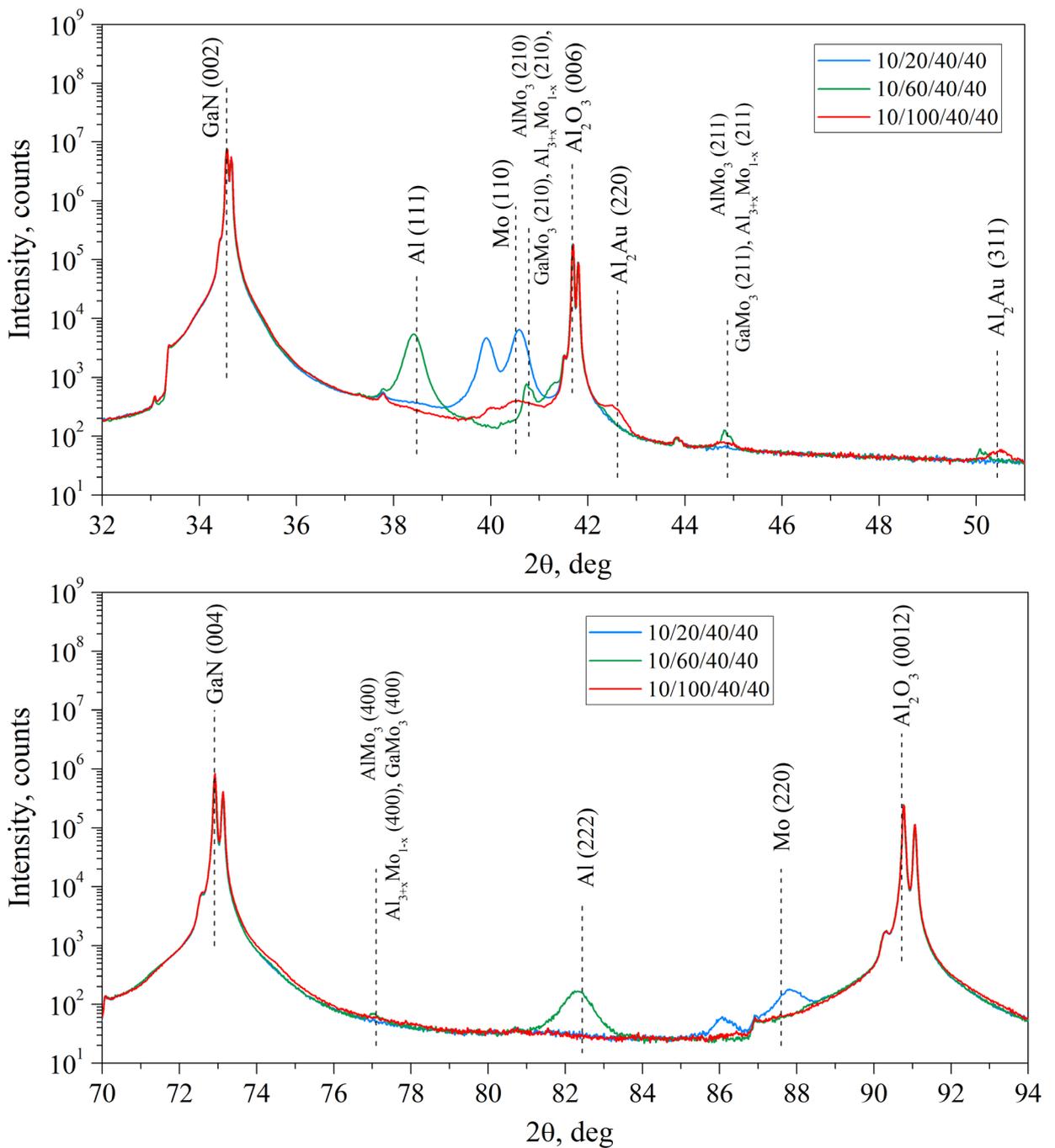


Рисунок 50 – Дифрактограммы структур AlGaN/GaN со сформированными омическими контактами Mo/Al/Mo/Au для различных соотношений толщин слоев Mo/Al

На основе проведенного анализа можно сделать вывод, что наличие фазы Al<sub>2</sub>Au ответственно за ухудшение морфологии поверхности, а образование фаз Al<sub>3+x</sub>Mo<sub>1-x</sub>, AlMo<sub>3</sub> и GaMo<sub>3</sub>, играет важную роль при формировании омического контакта. Результаты более подробных исследований механизма формирования омического контакта методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии, электронной Оже-спектроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии представлены в главе 4.

### 3.4 Сравнение со стандартной системой Ti/Al/Ni/Au

На рисунке 51 представлено сравнение РЭМ изображений поверхности омических контактов на основе Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм) и стандартной системы Ti/Al/Ni/Au (17/60/70/50 нм), отожженных при температуре 800°C. Как видно, края контактных площадок в обоих случаях ровные, но при этом морфологии контакта на основе Mo/Al/Mo/Au значительно лучше, чем для Ti/Al/Ni/Au, на поверхности которого имеются крупные полусферические выпуклости диаметром примерно 5 мкм.

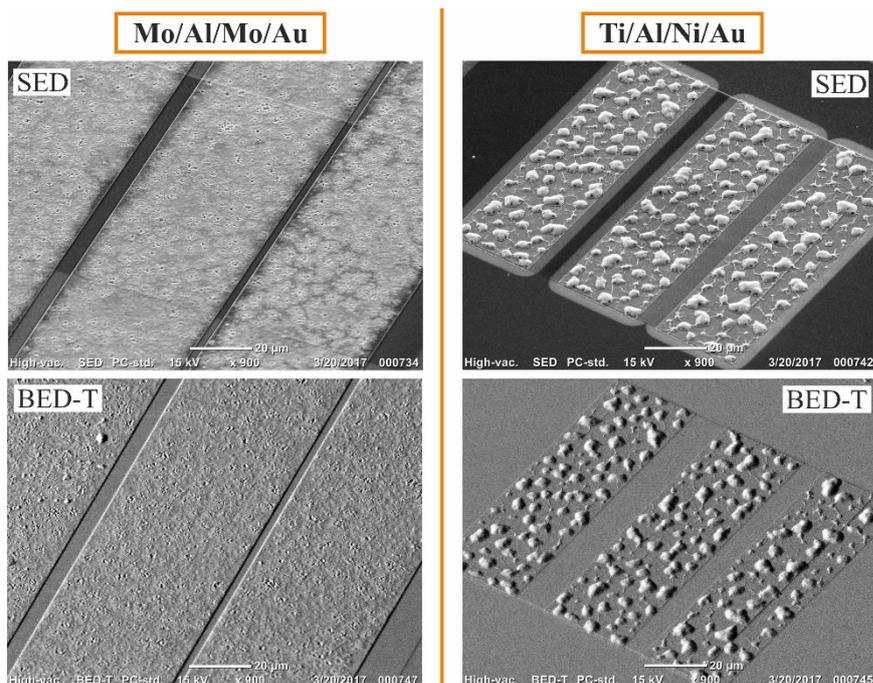


Рисунок 51 – Микроскопические изображения поверхностей омических контактов Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм) (а), и Ti/Al/Ni/Au (17/60/70/50 нм) (б)

### 3.5 Испытание на термостабильность

При испытаниях на термостабильность образец, изготовленный по оптимизированной технологии к ЭГС1, выдерживался в вакууме при температуре 500°C в течение 100 часов, контроль параметров контакта производился каждые 5 часов. На рисунке 52 приведены результаты эксперимента. В течение первых 15 часов выдержки наблюдалось незначительное изменение значения  $\rho_c$  от  $1.2 \cdot 10^{-5}$  до  $1.6 \cdot 10^{-5}$  Ом·см<sup>2</sup>, дальнейшей деградации параметров не происходило. Фотографии морфологии поверхности омического контакта до и после испытания также представлены на рисунке 52.

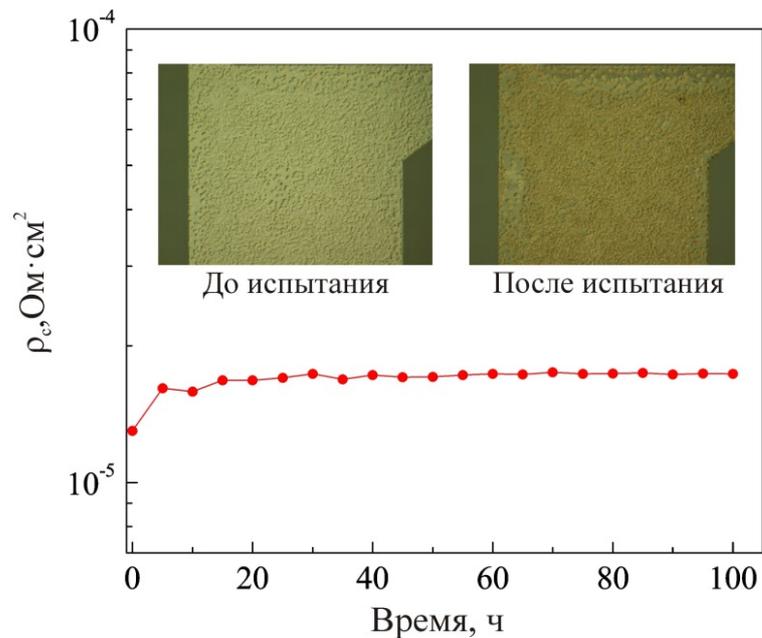


Рисунок 52 – Зависимость  $\rho_c$  от времени выдержки при температуре 500°C и фотографии морфологии омического контакта Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм) до и после испытания

### 3.6 Влияние изменения общей толщины металлизации на параметры омического контакта на основе Mo/Al/Mo/Au

В технологии транзисторов с высокой подвижностью электронов металлизация омического контакта зачастую используется при формировании знаков совмещения для электронно-лучевой литографии Т-образных затворов. Это прежде всего сокращает количество операций. Для этого омический контакт, помимо хорошей морфологии, должен демонстрировать хороший контраст на фоне полупроводника при сканировании электронным лучом [170; 171]. Этого можно добиться, используя металлы с высоким атомным номером, а также увеличив толщину металлизации [110]. В настоящем разделе представлены результаты эксперимента по формированию омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaIn/GaN, направленного на улучшение морфологии и качества захвата знаков совмещения при электронной литографии.

В эксперименте была использована ЭГС2. Напыление слоев металлов осуществлялось методом электронно-лучевого распыления. В качестве исходной системы была выбрана система металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм) (далее будет обозначаться как М3) с общей толщиной 165 нм, остальные четыре используемые системы имели в 0.5, 0.75, 1.5 и 1.75 раза отличающиеся толщины слоев металлов – Mo/Al/Mo/Au (5/25/27.5/25 нм), Mo/Al/Mo/Au (7.5/37.5/41/37.5 нм), Mo/Al/Mo/Au (15/75/82.5/75 нм),

Mo/Al/Mo/Au (17.5/87.5/96.3/87.5 нм) (далее будут обозначаться как M1, M2, M4 и M5 соответственно). Отметим, что соотношение толщин слоев сохранялось 1/5/5.5/5. Термический отжиг образцов проводился в атмосфере азота в диапазоне температур от 600 до 950°C в течение 30 с.

### 3.6.1 Электрофизические параметры

Вольт-амперные характеристики контактов, отоженных при различных температурах, приведены на рис. 53. Видно, что контакты на основе относительно тонких систем металлизаций M1 и M2 становятся омическими после отжига при 700°C и остаются таковыми вплоть до 950°C (рис. 53,*a* и 53,*b* соответственно). Контакты на основе более толстых систем M3, M4 и M5 демонстрируют линейные ВАХ уже в диапазоне температур отжига от 650 до 950 °C (рис. 53,*c*, 53,*d* и 53,*e* соответственно).

Зависимости  $\rho_c$  и  $R_c$  изготовленных контактов от температуры отжига представлены на рис. 54,*a* и 54,*b*. Видно, что для всех систем металлизаций минимальные значения  $\rho_c$  и  $R_c$  практически одинаковы ( $\sim 1.50 \cdot 10^{-6}$  Ом·см<sup>2</sup> и  $\sim 0.25$  Ом·мм, соответственно). Как видно, для систем M1 и M2 диапазон оптимальных температур отжига уже. «Толстые» системы показывают низкое контактное сопротивление в значительно более широком диапазоне: минимальная температура отжига для них смещается в область низких температур. Наиболее широкий диапазон температур отжига – от 700 до 900 °C – наблюдается для исходной системы M3.

На рис. 54,*c* представлены зависимости слоевого сопротивления металлизации контакта  $R_{sm}$  от температуры отжига. Видно, что значения  $R_{sm}$  хорошо согласуются с толщинами слоев металлизаций. При этом с ростом температуры отжига для тонких систем металлизаций M1 и M2 при температурах более 800 и 900 °C соответственно наблюдается резкий рост значений  $R_{sm}$ . Для толстых систем металлизаций M3, M4 и M5 присутствует лишь небольшое снижение значения  $R_{sm}$ .

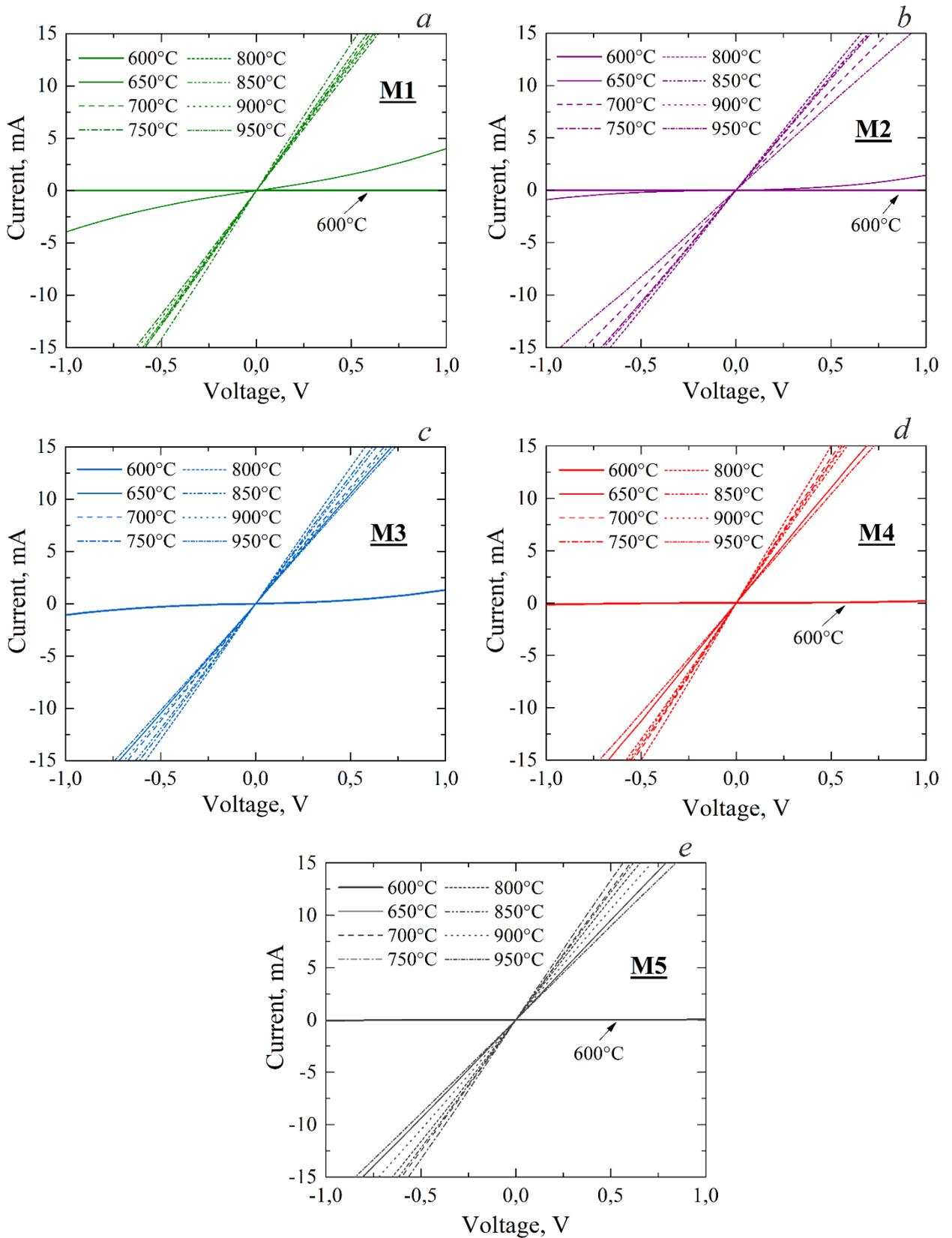


Рисунок 53 – Вольт-амперные характеристики контактов на основе систем металлизаций Mo/Al/Mo/Au в зависимости от температуры отжига

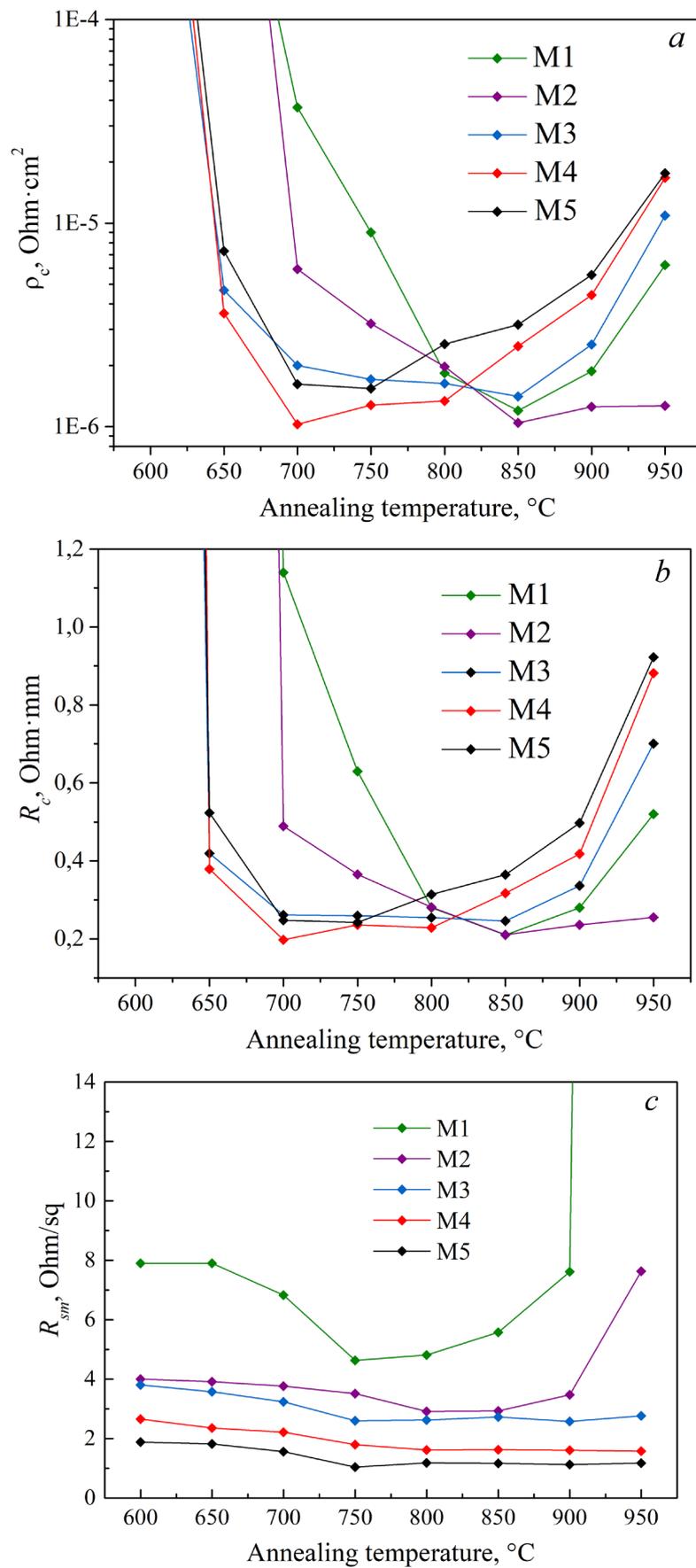


Рисунок 54 – Зависимости  $\rho_c$  (а),  $R_c$  (б) и  $R_{shm}$  от температуры отжига для контактов на основе систем металлизаций M1, M2, M3, M4, M5

### 3.6.2 Морфология поверхности

На рис. 55 представлены морфологии поверхности контактов в зависимости от температуры отжига. Во всем диапазоне температур все контакты имели ровную кромку. Стоит отметить, что морфологии поверхности контактов на основе тонких систем металлизаций М1 и М2 существенно отличаются от таковых для более толстых систем М3, М4 и М5. Как видно, контакты на основе М1 и М2 имеют сходную морфологию, отличие заключается только в размерах характерных областей.

На рис. 56–58 приведены результаты энегодисперсионного анализа для контактов на основе систем металлизаций М1, М2 и М3. Видно, что для тонких систем М1 и М2 после отжига при температурах 600 и 650 °С на поверхности металлизации образуются выпуклые области с преобладающим содержанием Al и Au. После отжига при 700 °С на фоне Al и Au появляются отдельные области по большей степени состоящие из Al и Mo, которые наблюдаются вплоть до температуры отжига 950 °С. Отсюда можно сделать косвенный вывод, что при температурах более 700 °С слой Mo полностью утрачивают свою целостность. Это согласуется с результатами, полученными в работе [24] для системы металлизации Ti/Al/Mo/Au. Характерной особенностью морфологии поверхности контактов на основе тонких систем металлизации М1 и М2 является то, что после отжига определенном диапазоне температур (более 750 и 950 °С соответственно), металлизация постепенно собирается в «капли» (преобладающее содержание Al и Au), в результате чего появляются области с отсутствующей металлизацией. С повышением температуры отжига суммарная площадь данных областей увеличивается, что хорошо объясняет с ранее описанное поведение температурных зависимостей  $R_{sm}$ .

Контакты на основе более толстых систем металлизаций М3, М4 и М5 имели отличную от тонких морфологию поверхности, однако энегодисперсионный анализ указывает на схожие процессы в зависимости от температуры отжига (рис. 13). Для образцов, отожженных при относительно низких температурах, более развитая поверхность контактов была связана с появлением областей с преобладающим содержанием Al и Au (рис. 13), а при температурах более 700 °С наблюдалось образование отдельных областей с преимущественным содержанием Al-Mo. Отметим, что приемлемые морфологии поверхности были получены для образцов, отожженных при температурах более 750 °С.

Таким образом, для всех систем металлизаций можно выделить преимущественно сходные процессы происходящие в исследуемом диапазоне температур отжига:

– до температуры 700 °С происходит взаимная диффузия Al и Au сквозь слой Mo и собирание металлизации в отдельные области;

– во время отжига при температурах более 700 °С происходит полное нарушение целостности слоев Мо и формирование зерен с преобладающим содержанием Мо и Al, что, возможно, как было отмечено выше, играет важную роль при формировании омического контакта.

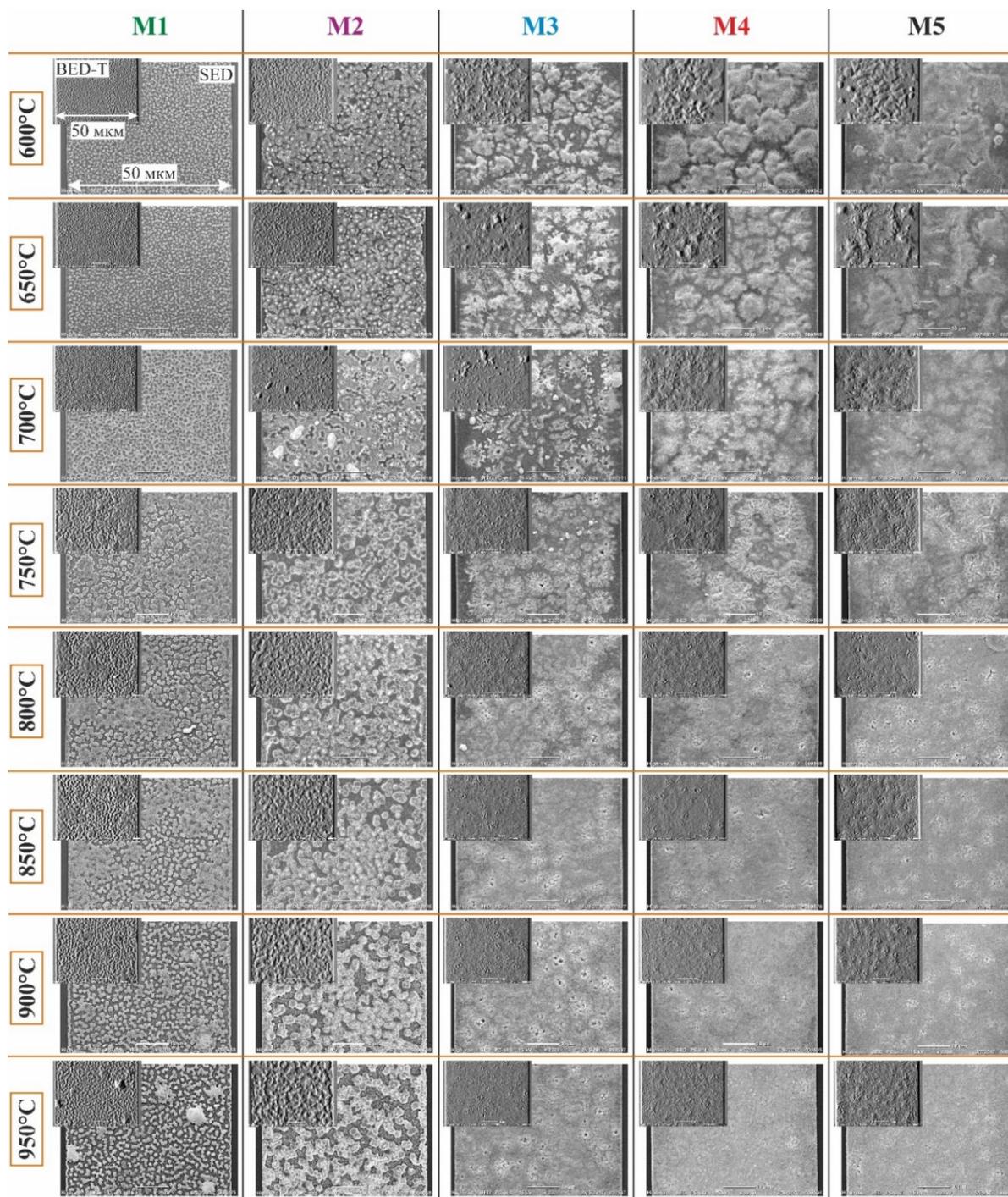


Рисунок 55 – РЭМ-изображения морфологии контактов на основе различных систем металлизаций Мо/Al/Мо/Au, отожженных при температурах от 600 до 950°С (крупным планом представлены морфологии контактов, полученные в режиме вторичных электронов (SED), во вставках приведены топографии поверхности контактов, полученные в режиме обратно отраженных электронов (BED-T))

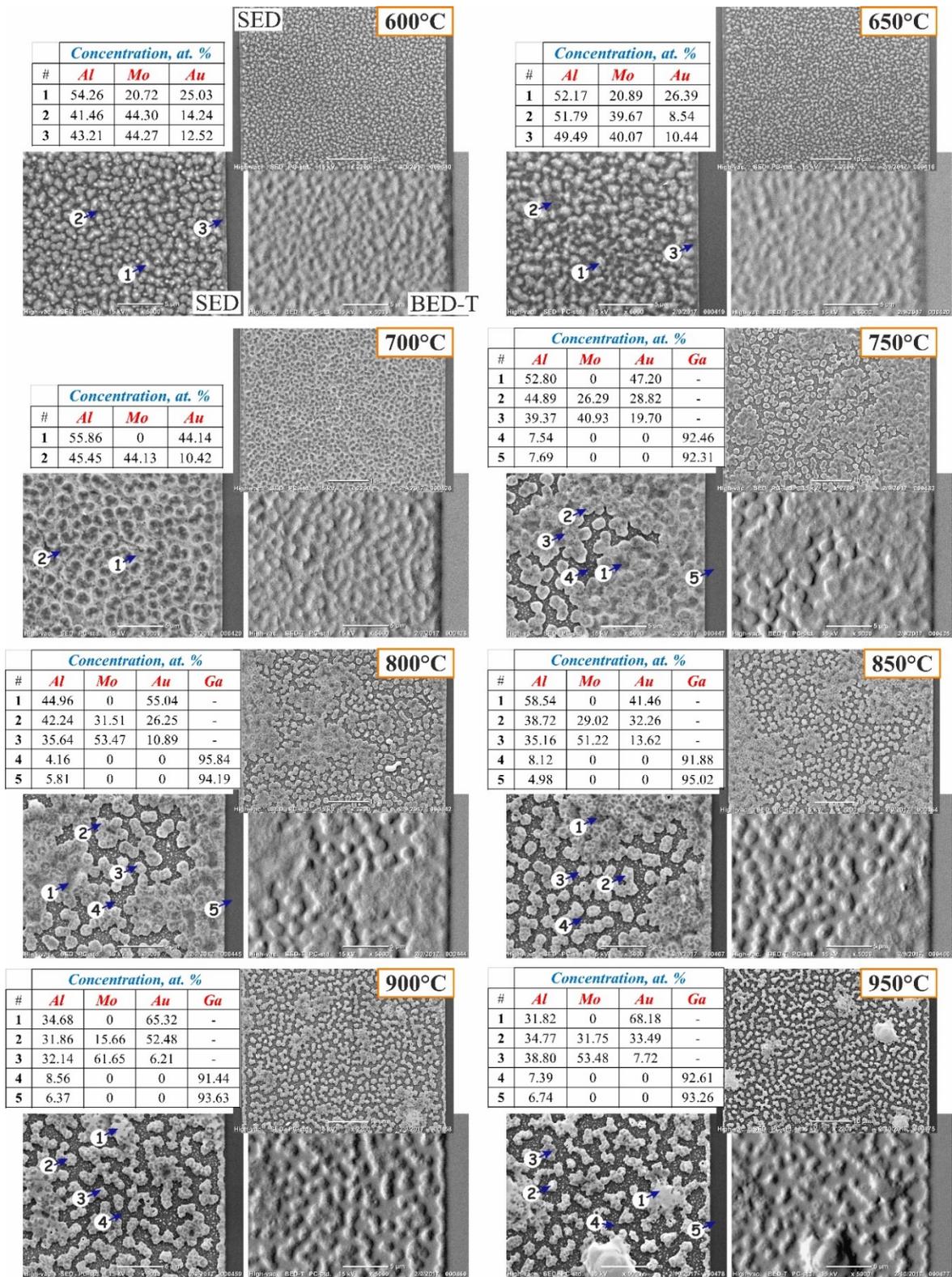


Рисунок 56 – Энергодисперсионный анализ контактов на основе системы М1, отожженных при температурах от 650 до 950°C (SED – детектор вторичных электронов, BED-T – детектор обратно-отраженных электронов в режиме топографии)

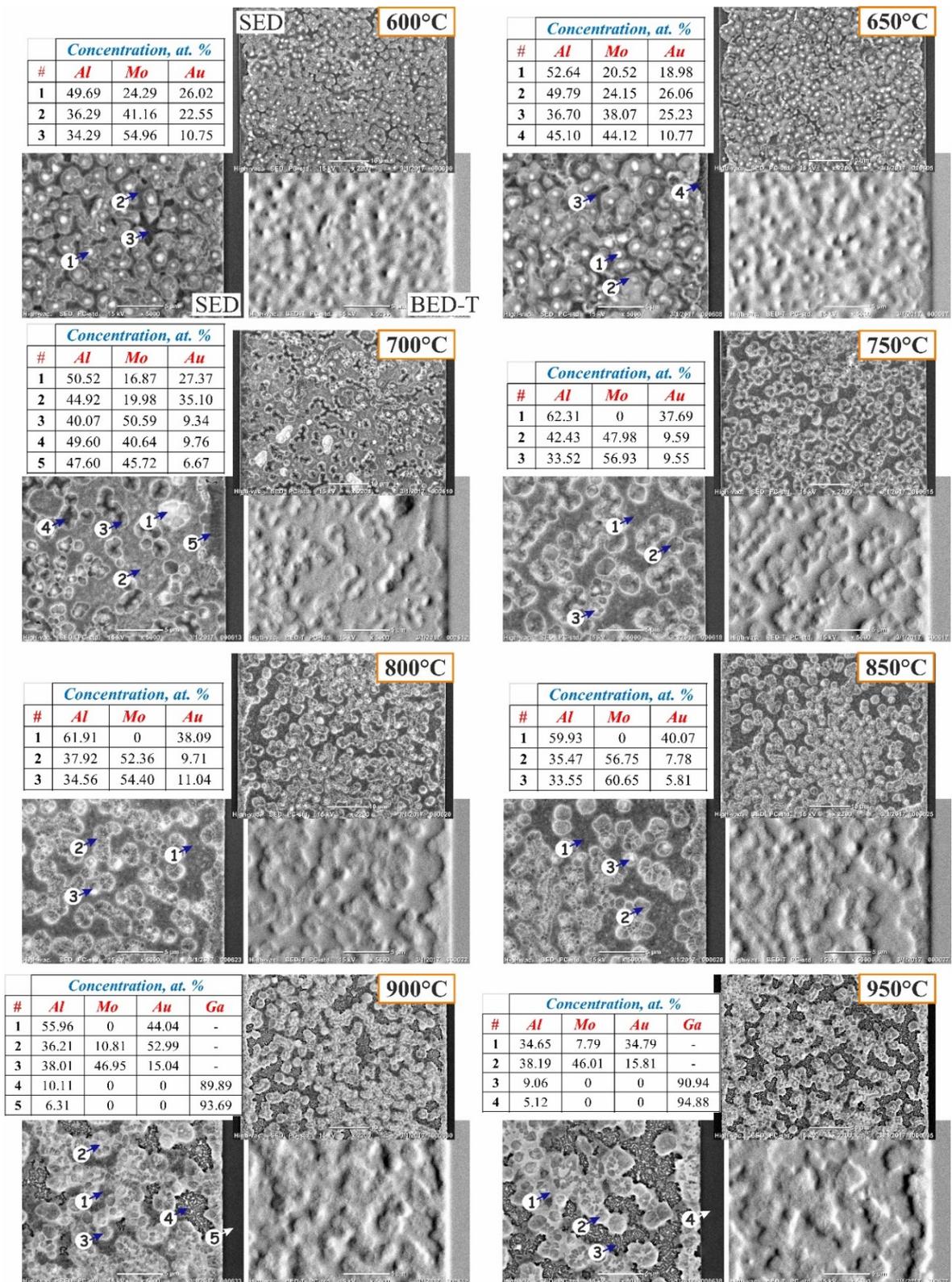


Рисунок 57 – Энергодисперсионный анализ контактов на основе системы M2, отожженных при температурах от 600 до 950°C (SED – детектор вторичных электронов, BED-T – детектор обратно-отраженных электронов в режиме топографии)

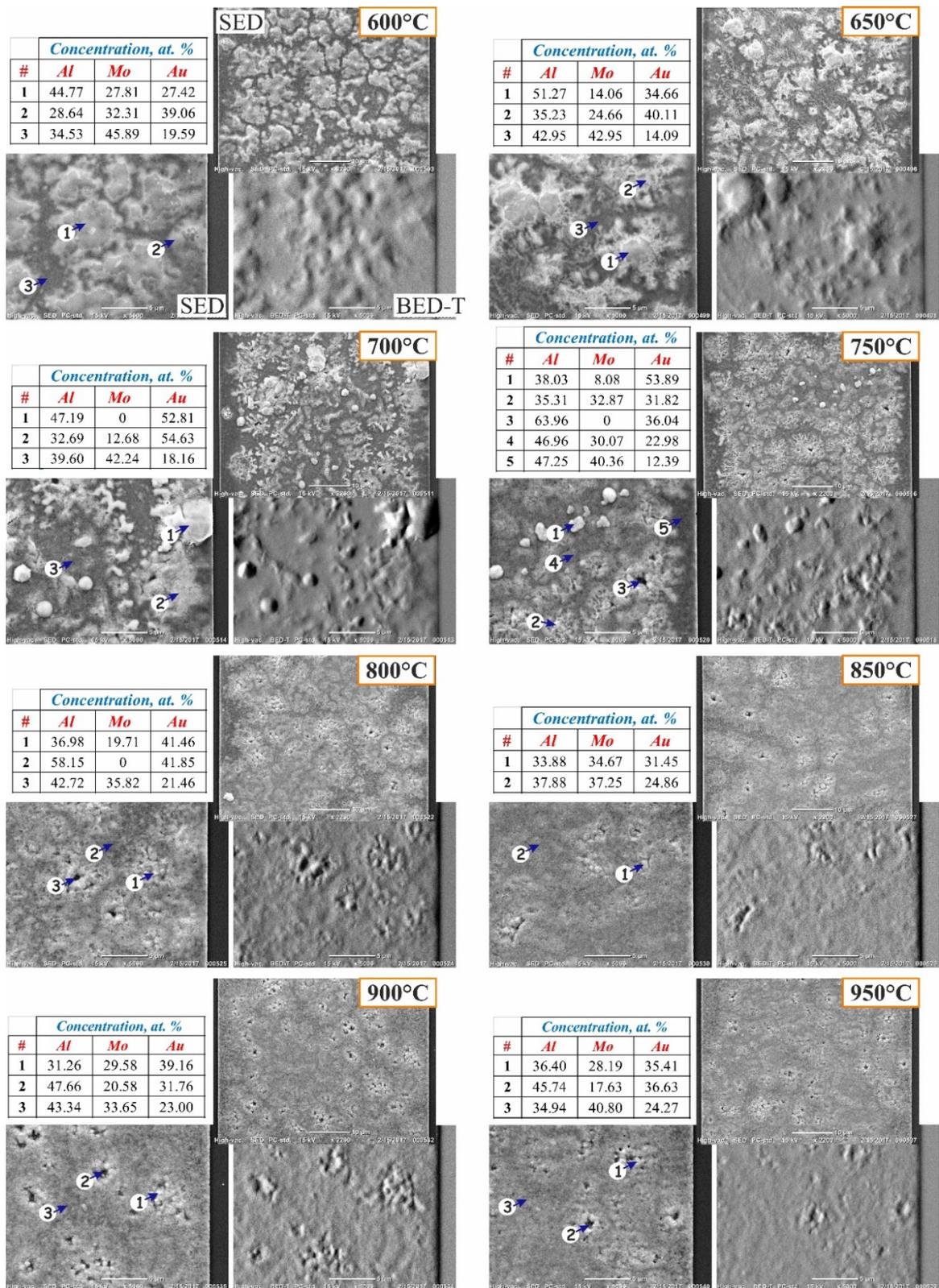


Рисунок 58 – Энергодисперсионный анализ контактов на основе системы МЗ, отожженных при температурах от 600 до 950°C (SED – детектор вторичных электронов, BED-T – детектор обратно-отраженных электронов в режиме топографии)

### 3.6.3 Параметры шероховатости

Для образцов всех пяти систем, отожженных при 800 °С и имеющих минимальные значения контактного сопротивления и приемлемую морфологию, были измерены параметры шероховатости поверхности. АСМ-изображения поверхности контактов представлены на рис. 59, а соответствующие значения среднеквадратичной  $R_q$  и средней  $R_a$  шероховатости приведены в таблице 18. Для неотожженного контакта на основе системы М3 значение  $R_q$  составило 1.4 нм, что сравнимо с таковым для поверхности гетероструктуры AlGaN/GaN. После термического отжига наибольшую шероховатость поверхности имели контакты на основе тонких систем металлизаций М1 и М2. Наименьшее значение  $R_q$ , равное 15.9 нм, было получено у омического контакта на основе исходной системы М3. Также следует отметить, что образцы на основе систем М3, М4 и М5 продемонстрировали относительно низкую шероховатость поверхности по сравнению омическими контактами на основе широко используемой системы металлизации Ti/Al/Ni/Au [73; 80; 81; 87].

Также для дополнительного анализа топографии поверхности контактов использовался метод автокорреляционной функции. Для этого из исходных АФМ-изображений (рис. 60-64,а), были построены автокорреляционные изображения  $C(r_1, r_2)$  (рис. 60-64,б), рассчитанные по следующему уравнению:

$$C(r_1, r_2) = \sum_{x,y} D(x, y)D(x + r_1, y + r_2), \quad (28)$$

где,  $D(x,y)$  – значение сигнала пьезоотклика в точке с координатами  $(x,y)$ ,  $r_{1,2}$  – величина смещения. Для оценки корреляционной длины  $\xi$ , характеризующей периодичность структуры поверхности, полученная автокорреляционная функция была усреднена по всем направлениям в плоскости и аппроксимирована следующей функцией (рис. 60-64, с):

$$C(r) \propto \exp[(r/\xi)^{-2h}], \quad (29)$$

где,  $r$  – расстояние от центрального пика,  $\xi$  – средний корреляционный радиус (корреляционная длина), а  $h$  ( $0 < h < 1$ ) – параметр экспоненты [172]. В таблице 1 приведены полученные значения корреляционной длины, которые наглядно демонстрируют подобие морфологии поверхности исследованных омических контактов для тонких и для толстых систем металлизации:

– для систем металлизаций М1 и М2 отношение корреляционных длин (458 и 817 нм соответственно) совпадает с отношением средних размеров областей с преобладающим содержанием Al и Mo (1.4 и 2.6 мкм, соответственно);

– для систем металлизаций М3, М4 и М5 значения  $\xi$  находятся в близком диапазоне от 537 до 592 нм, что согласуется с их схожей морфологией поверхности.

Таблица 18 – Значения  $R_q$ ,  $R_a$  и  $\xi$  поверхности образцов.

Образец	$R_q$ , нм	$R_a$ , нм	$\xi$ , нм
Гетероструктура	1.42	0.9	-
Неотожженный контакт	1.4	0.63	-
M1	25.6	20.4	458
M2	35.7	29.0	817
M3	15.7	11.7	574
M4	18.9	14.7	537
M5	20.8	15.7	592

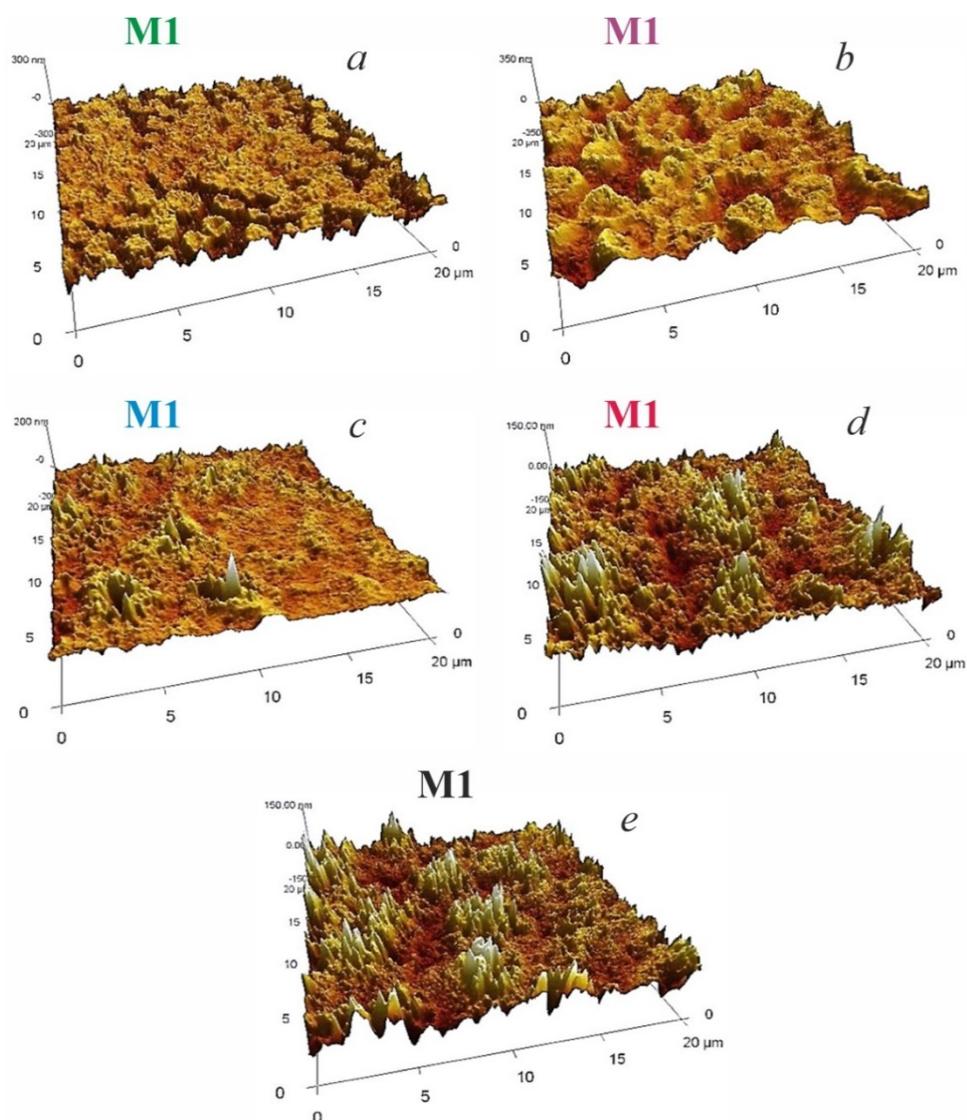


Рисунок 59 – Трехмерные АСМ-изображения поверхностей омических контактов на основе систем металлизаций: *a* – M1; *b* – M2; *c* – M3; *d* – M4; *e* – M5

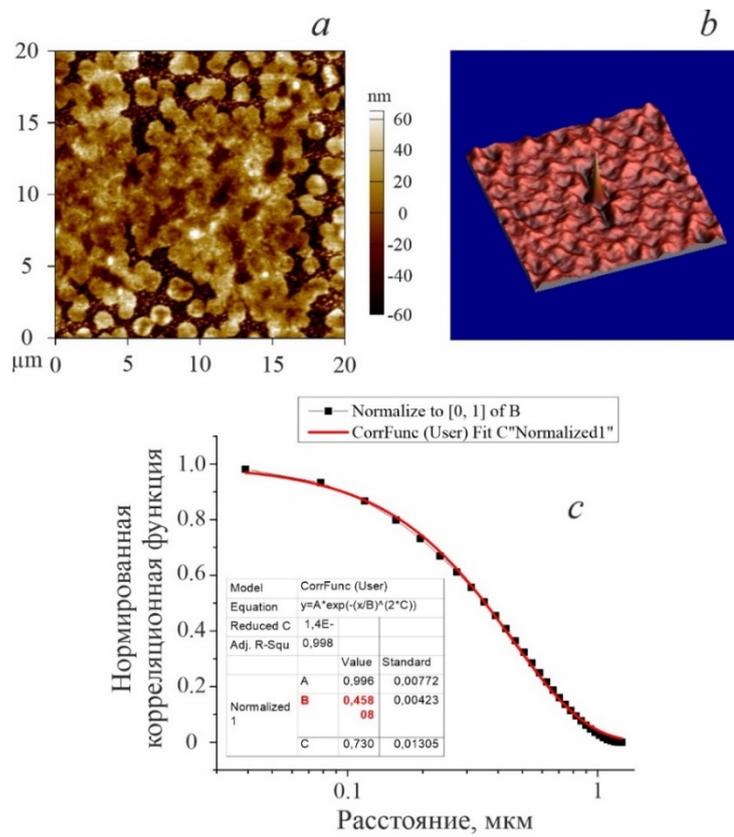


Рисунок 60 – AFM-изображение (a) и соответствующие автокорреляционное изображение (b) и функция (c) для омического контакта на основе системы M1

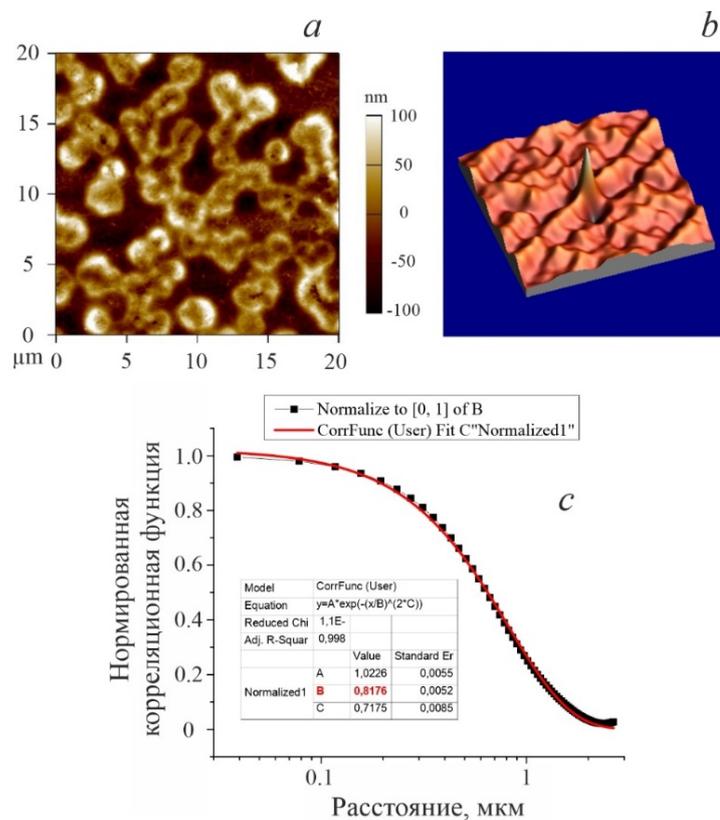


Рисунок 61 – AFM-изображение (a) и соответствующие автокорреляционное изображение (b) и функция (c) для омического контакта на основе системы M2

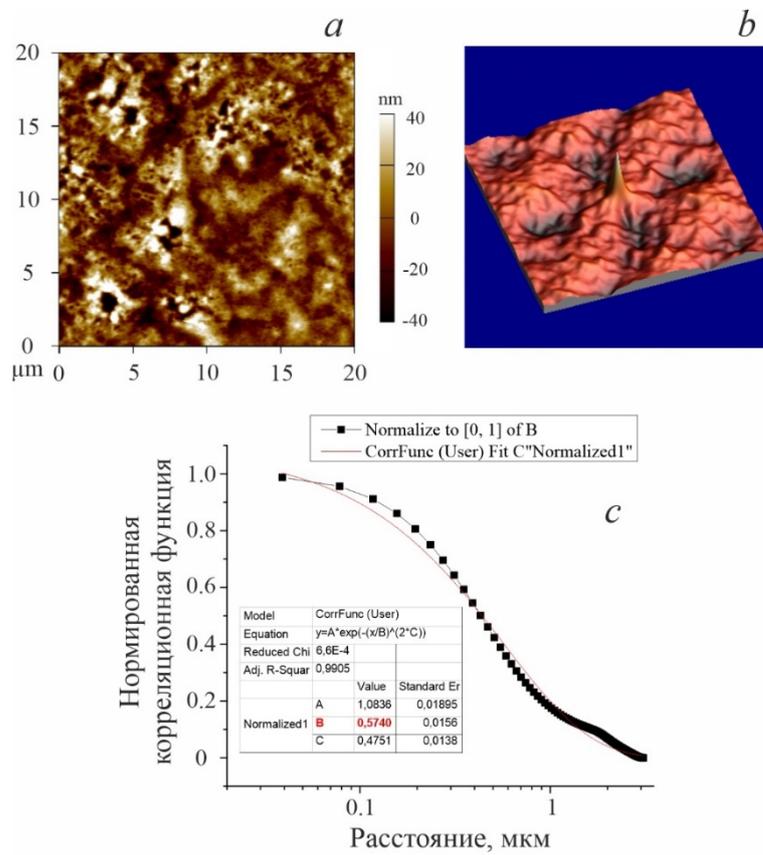


Рисунок 62 – AFM-изображение (a) и соответствующие автокорреляционное изображение (b) и функция (c) для омического контакта на основе системы М3

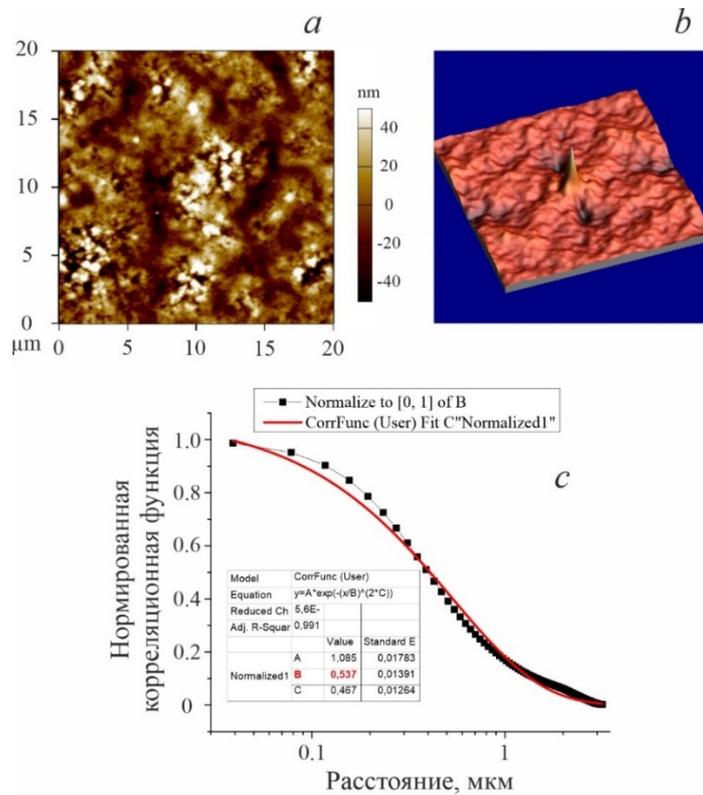


Рисунок 63 – AFM-изображение (a) и соответствующие автокорреляционное изображение (b) и функция (c) для омического контакта на основе системы М4

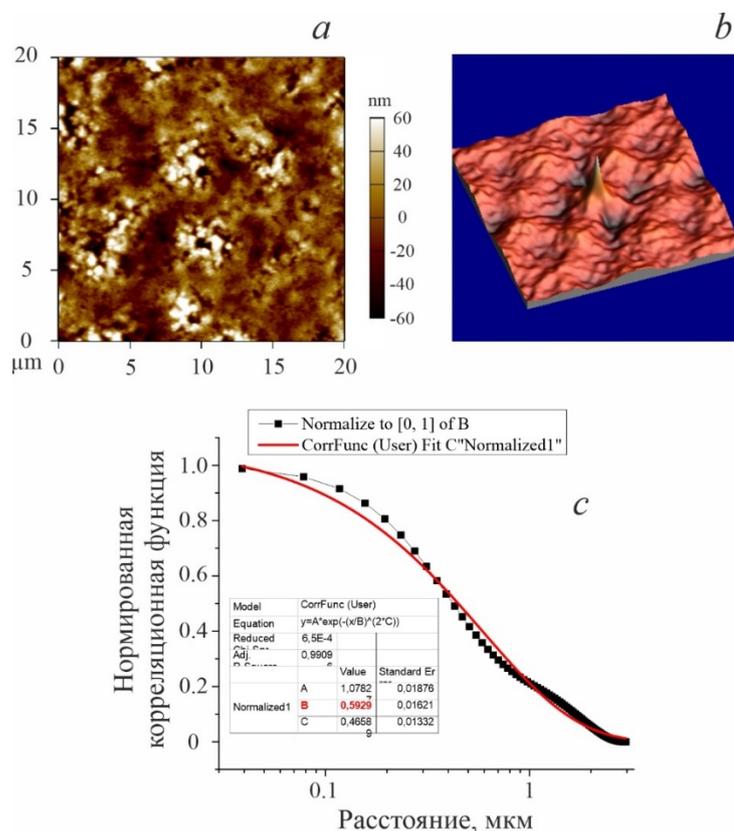


Рисунок 64 – AFM-изображение (a) и соответствующие автокорреляционное изображение (b) и функция (c) для омического контакта на основе системы M5

### 3.6.4. Фазовый состав

Исследование фазового состава контактов проводили методом рентгеновской дифрактометрии. Для этого были изготовлены дополнительные образцы на основе двух систем металлизаций с наибольшей разницей в толщинах – M1 и M5. Исходя из зависимостей контактного сопротивления (рис. 54, a и 54, b) были выбраны температуры отжига 670, 725 и 800 °C. Электрические параметры полученных контактов приведены в таблице 19. Для системы металлизации M1 при температуре отжига 670 °C ВАХ была нелинейна, с повышением температуры отжига ВАХ контакта становилась линейной и при 800 °C  $R_c$  достигало минимального значения 0.3 Ом·мм. Для толстой системы металлизации M5 ВАХ контактов были линейны во всем исследуемом диапазоне температур отжига, а значение  $R_c$  находилось в пределах 0.23–0.35 Ом·мм. На рис. 65 и 66 представлены полученные рентгеновские дифрактограммы контактов. Для удобства пики, принадлежащие материалам подложки, были удалены. На всех дифрактограммах были зарегистрированы пики возможных фаз Al, Mo, Al<sub>2</sub>Au, Al<sub>x</sub>Mo<sub>y</sub> и GaMo<sub>3</sub>. Было обнаружено, что для обеих систем металлизаций изменение поведения дифрактограмм в зависимости с увеличением температуры отжига было схожим:

– увеличиваются интенсивности пиков, соответствующих отражениям для фаз  $Al_{3+x}Mo_{1-x}$ ,  $AlMo_3$ ,  $GaMo_3$ ;

– уменьшаются интенсивности пиков, соответствующих интерметаллическому соединению  $Al_2Au$ ;

– интенсивность пиков, соответствующих фазе кристаллического Mo при повышении температуры отжига от 670 до 725 °C заметно уменьшается, а при дальнейшем повышении температуры до 800 °C практически не меняется.

Таким образом, для системы металлизации Mo/Al/Mo/Au можно утверждать, что при сохранении в контактах соотношения толщин слоев металлов независимо от общей толщины металлизации во время отжига при определенной температуре происходят преимущественно одни и те же фазовые превращения. Полученный результат хорошо согласуется с результатами приведенного выше энергодисперсионного анализа. Также стоит отметить, что полученные значения переходного контактного сопротивления для исследуемых контактов хорошо коррелируют с поведением интенсивностей дифракционных пиков для фаз  $Al_{3+x}Mo_{1-x}$ ,  $AlMo_3$ ,  $GaMo_3$ : чем выше интенсивность, тем ниже контактное сопротивление. Для тонкой системы интенсивность отражений ниже почти на порядок, что говорит о более низкой интенсивности фазообразования, по причине меньшего количества исходных компонентов. Данный факт хорошо объясняет необходимость использования более высоких температур отжига для тонких систем, в сравнении с «толстыми».

Таблица 19 – Электрические параметры контактов на основе систем металлизаций M1 и M5, отожженных при 670, 725 и 800 °C

Температура отжига, °C	ВАХ	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$R_c$ , Ом·мм
M1			
670	не линейная	-	-
725	линейная	$2.0 \cdot 10^{-5}$	0.85
800	линейная	$3.0 \cdot 10^{-6}$	0.30
M5			
670	линейная	$3.2 \cdot 10^{-6}$	0.35
725	линейная	$1.5 \cdot 10^{-6}$	0.23
800	линейная	$1.9 \cdot 10^{-6}$	0.25

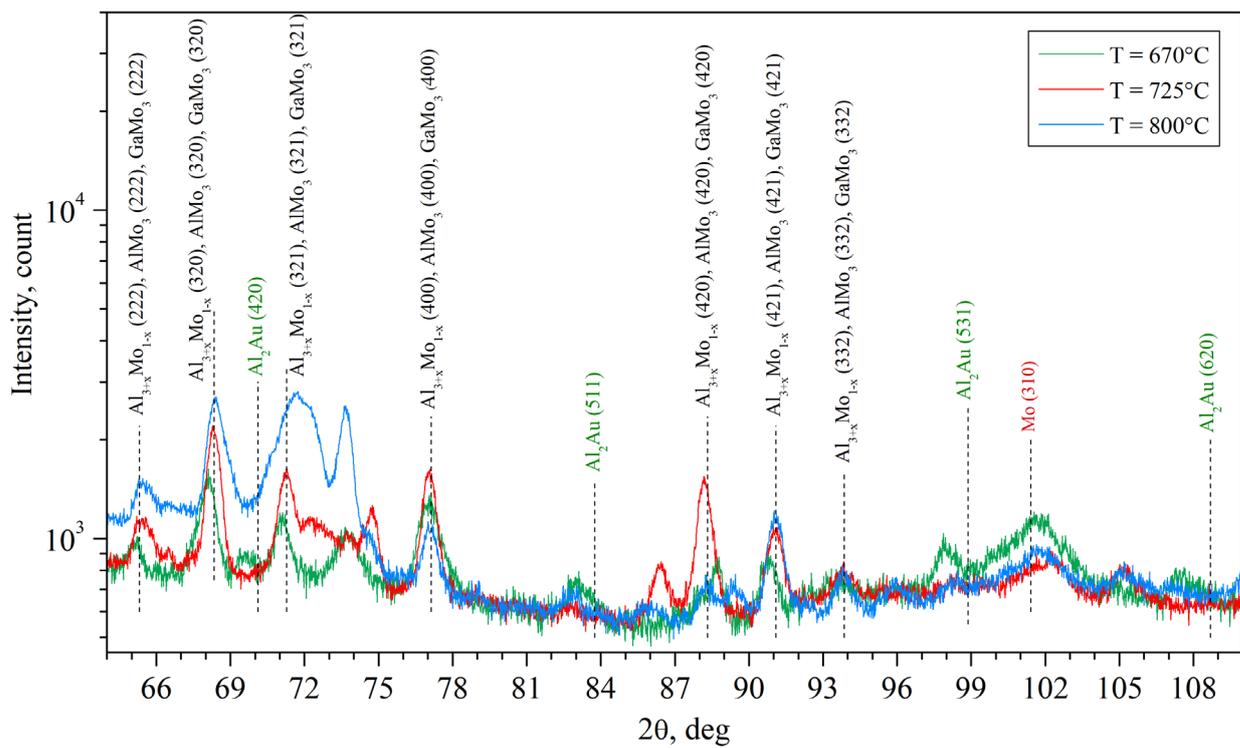
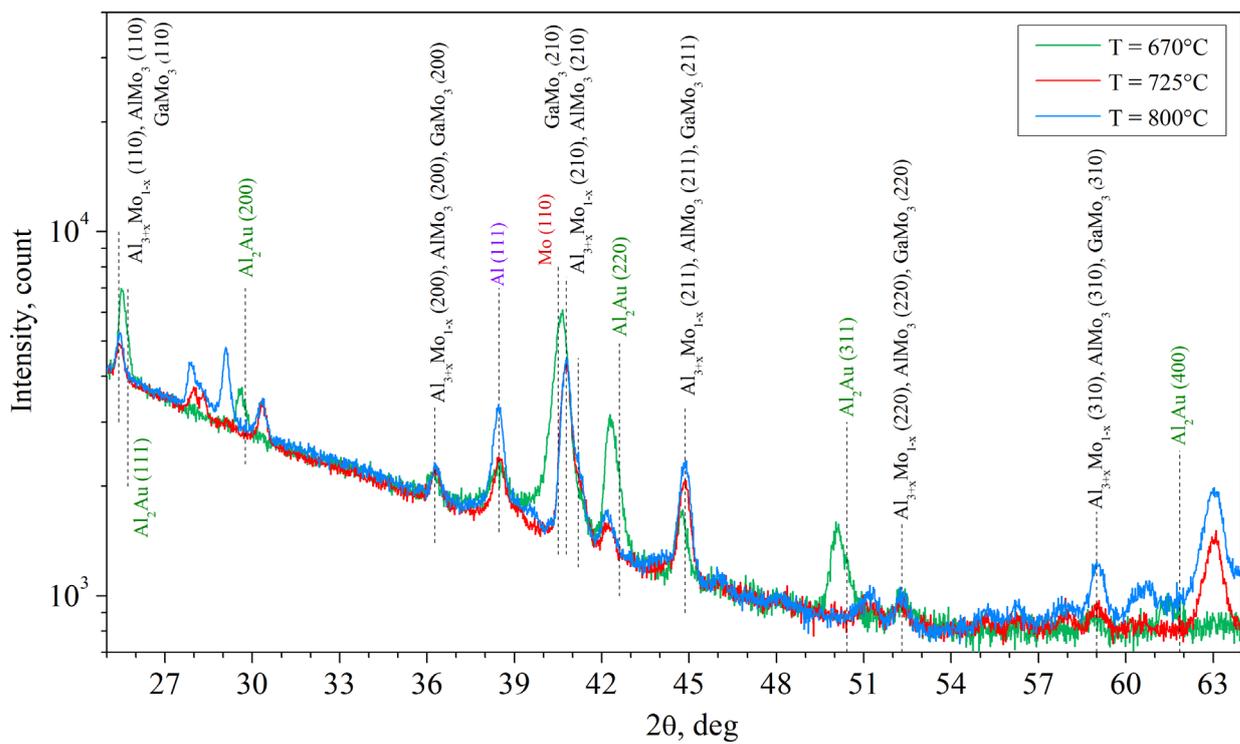


Рисунок 65 – Дифрактограммы контактов на основе системы металлизации М1



толщины слоев системы металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм). Лучшие значения  $\rho_c$  и  $R_c$  для данной системы на ЭГС1 составили соответственно  $8.0 \cdot 10^{-6}$  Ом·см<sup>2</sup> и 0.54 Ом·мм. При этом, изготовленный по этой же технологии к ЭГС2 омический контакт показал значительно более низкие значения сопротивления –  $4.7 \cdot 10^{-7}$  Ом·см<sup>2</sup> и 0.14 Ом·мм, соответственно.

С использованием метода рентгеновской дифрактометрии при оптимальном режиме отжига проведено исследование фазового состава металлизации контактов Mo/Al/Mo/Au в зависимости от соотношения толщин слоев металлов. Показано, что наличие фазы Al<sub>2</sub>Au ответственно за ухудшение морфологии поверхности, а образование фаз Al<sub>3+x</sub>Mo<sub>1-x</sub>, AlMo<sub>3</sub> и GaMo<sub>3</sub>, играет важную роль при формировании омического контакта.

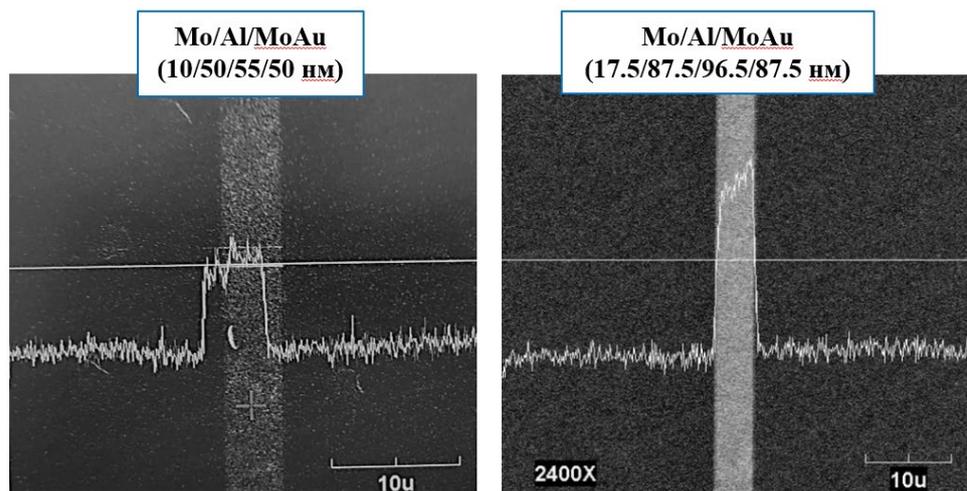
Для омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au можно утверждать, что с увеличением суммарной толщины металлизации при сохранении соотношения толщин слоев металлов можно выделить следующие особенности:

- для всех систем металлизаций минимальные значения  $\rho_c$  и  $R_c$  сохраняются на одном и том же уровне ( $\sim 1.50 \cdot 10^{-6}$  Ом·см<sup>2</sup> и  $\sim 0.25$  Ом·мм, соответственно), однако при этом минимальные температуры вжигания для «тонких» контактов становятся выше;

- исследуемые системы условно можно разделить на две группы «тонкие» и «толстые», для каждой из групп наблюдается подобие морфологии поверхности, сходство в поведении слоевого сопротивления металлизации и контактного сопротивления;

- во время отжига при определенной температуре для всех систем происходят преимущественно одни и те же фазовые превращения. Поведении контактного сопротивления в зависимости от температуры отжига хорошо коррелирует с поведением интенсивностей дифракционных пиков фаз Al<sub>3+x</sub>Mo<sub>1-x</sub>, AlMo<sub>3</sub>, GaMo<sub>3</sub>, их интенсивность зависит от толщины металлизации, и соответственно пропорциональна интенсивности фазообразования.

В заключение на рисунке 67 продемонстрировано улучшение захвата знаков совмещения с помощью детектора вторичных электронов в процессе проведения электронной литографии, полученное в результате проведенного исследования. Как видно, для толстого контакта контраст значительно выше, при этом он не уступает по своим электрическим характеристикам и морфологии.



(а)

(б)

Рисунок 67 – Сигнал датчика системы электронно-лучевой литографии при поиске знака совмещения: а) знак не захватывается; б) знак захвачен

## ГЛАВА IV. ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОМИЧЕСКИХ КОНТАКТАХ НА ОСНОВЕ Mo/Al/Mo/Au К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGaIn/GaN

### 4.1 Эксперимент

В работе были использованы нелегированные гетероструктуры Al<sub>34</sub>Ga<sub>66</sub>N(12 нм)/AlN(0.6 нм)/GaN(2.5 мкм), выращенные методом MOCVD на сапфировых подложках с кристаллографической ориентацией (0001). Слоеое сопротивление, подвижность и слоеая концентрация электронов в двумерном электронном газе были равны 325 Ом/□, 1760 см<sup>2</sup>/(В·с) и 1.1·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>, соответственно.

Напыление слоев металлов Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм) осуществлялось методами термического (Al, Au) и магнетронного распыления (Mo). Последующие термические отжиги проводились в атмосфере азота в диапазоне температур от 600 до 900°C с в течение 30 с. Для исследования влияния слоя Au на процессы, происходящие при формировании контакта, был изготовлен дополнительный образец на основе системы металлизации Mo/Al/Mo (10/60/50 нм), который отжигался при температуре 750°C.

### 4.2 Электрические характеристики экспериментальных образцов

Вольт-амперные характеристики (ВАХ) и зависимости переходного контактного сопротивления  $r_c$  и контактного сопротивления  $R_c$  от температуры отжига контактов на основе Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм) представлены на рисунках 68 и 69. Как видно, контакты непосредственно после напыления металлизации и отожженные при температурах менее 650°C продемонстрировали нелинейные ВАХ. После отжига при температурах более 650°C контакты имели линейные ВАХ. Минимумы зависимостей  $r_c$ ,  $R_c$  были получены в диапазоне температур от 700 до 800°C и были равны  $\sim 8 \cdot 10^{-7}$  Ом·см<sup>2</sup> и  $\sim 0.2$  Ом·мм, соответственно (рисунок 69). Контакт без верхнего слоя Au, отожженный при температуре 750°C, продемонстрировал сильно нелинейную ВАХ.

Исходя из полученных электрических параметров контактов, для исследования микроструктуры были выбраны образец непосредственно после напыления, образцы, отожженные при температурах 650, 750 и 900°C и образец без верхнего слоя Au, отожженный при 750°C. Сравнение ВАХ контактов на основе систем металлизаций Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм) и Mo/Al/Mo (10/60/50 нм) представлено на рисунке 70. Как видно, контакты без золота нелинейны и имеют высокое дифференциальное сопротивление, которое немного улучшается с увеличением температуры и времени отжига.

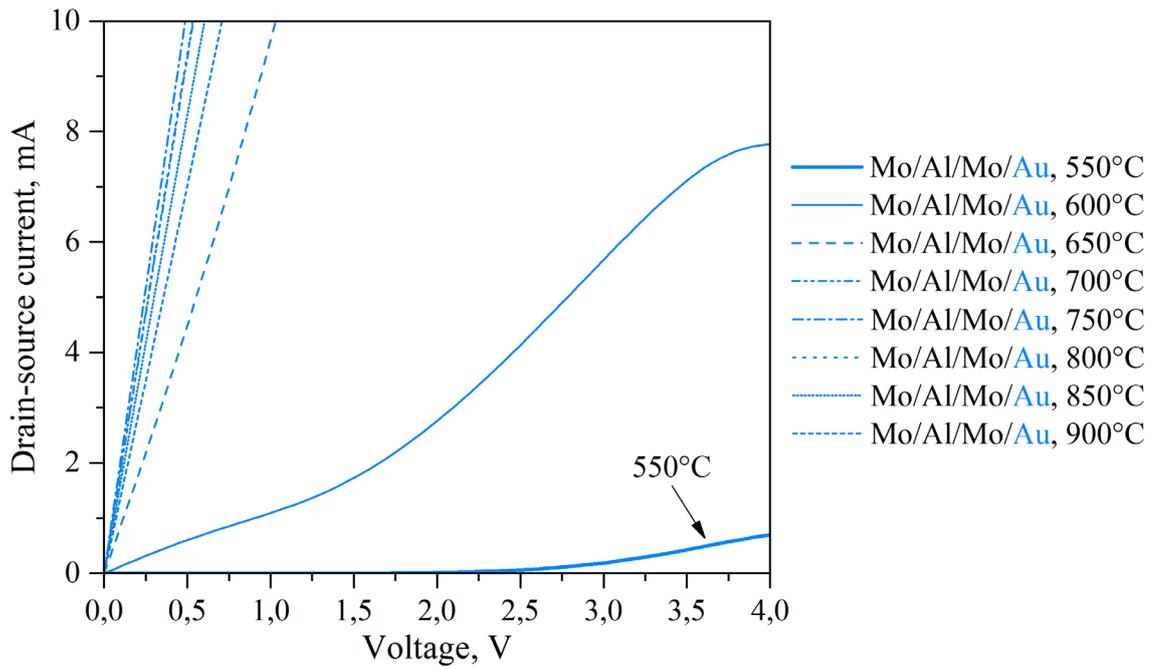


Рисунок 68 – ВАХ от температуры отжига для контактов на основе Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм)

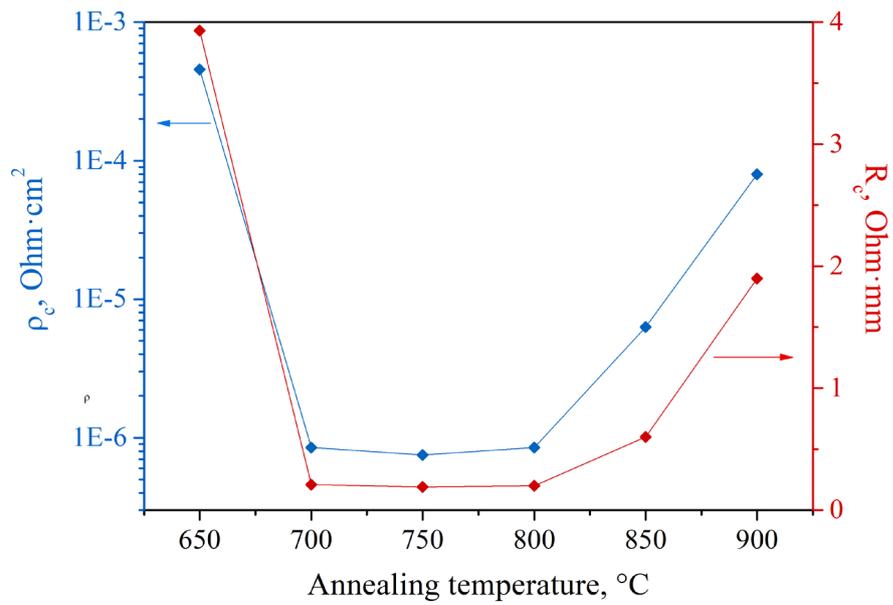


Рисунок 69 – Зависимости  $\rho_s$ ,  $R_c$  от температуры отжига для контактов на основе Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм)

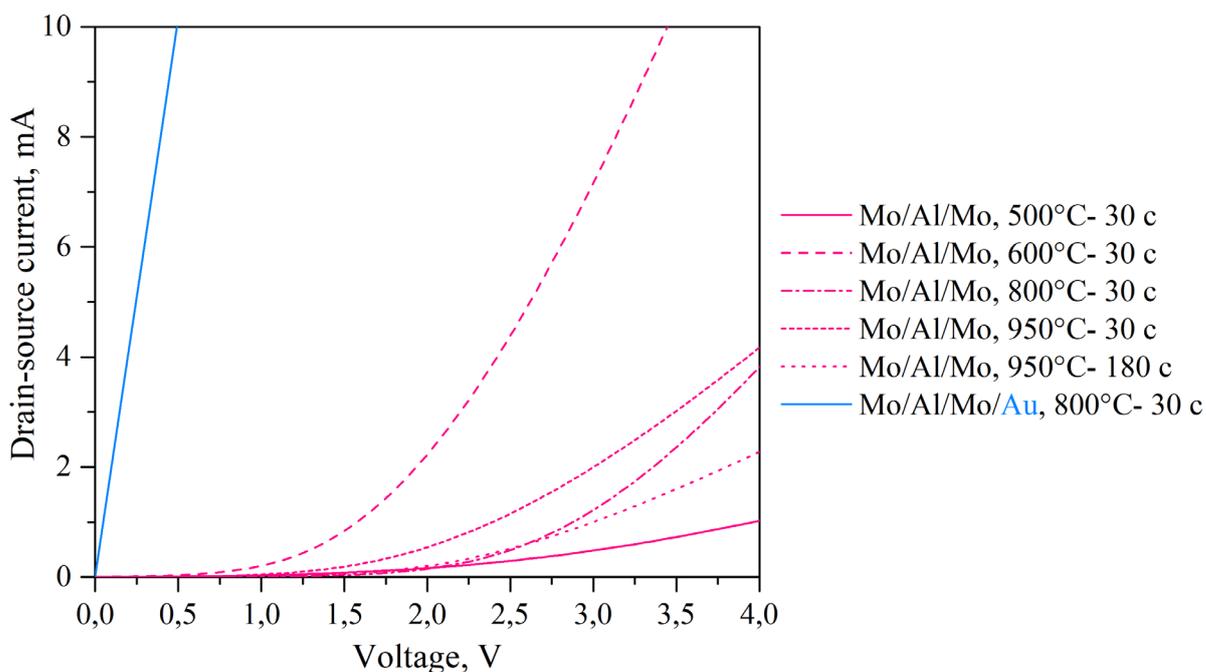


Рисунок 70 – Сравнение ВАХ контактов на основе систем металлизаций Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм) и Mo/Al/Mo (10/60/50 нм)

### 4.3 Морфология контактов

На рисунке 71 приведены изображения морфологии поверхности, полученные с помощью РЭМ для контактов на основе Mo/Al/Mo/Au. РЭМ изображения морфологии контакта Mo/Al/Mo представлены на рисунке 72. Соответствующие карты распределения элементного состава (Mo, Al, Au и Ga) представлены на рисунке 73. Измерения ЭДС были проведены при ускоряющих напряжениях 15 кэВ. Также на рисунке приведены соответствующие РЭМ-изображения морфологии поверхности контактов, измеренные с помощью детекторов вторичных и обратно-отраженных электронов. Последний режим использован для демонстрации рельефа поверхности контактов.

Как видно, все образцы демонстрируют относительно ровные кромки контактных площадок. Для образцов 500 и 550 °С наблюдается локальные области с сильным перемешиванием слоев металлов. Для образцов, отожженных при температурах выше 600 °С картина более или менее однородна по всей площади контактных площадок. На поверхности контакта, отожженного при 650 °С, имеются выпуклые области неправильной формы с размерами порядка 10 мкм. ЭДС анализ показал в этих областях преобладающее содержание Al и Au. После отжига при 700°С размеры этих областей уменьшились более чем в два раза. При дальнейшем повышении температуры отжига происходило постепенное исчезновение данных областей и при 900°С они практически не наблюдались. Однако стоит

отметить, что для образцов, отожженных при 850 и 900 °С присутствовали локальные области области размером 30–40 мкм с преимущественным содержанием Al. Образцы 700, 750, 800 °С имели практически однородны по площади контактных площадок. Также необходимо отметить, что на образцах, отожженных при температурах более 700 °С, имелись небольшие области (1-2 мкм), в которых контактная металлизация отсутствовала. Таким образом, омические контакты, отожженные при 700 и 750°С – имеющие наилучшие электрические параметры, также продемонстрировали приемлемые морфологии поверхности и ровную кромку.

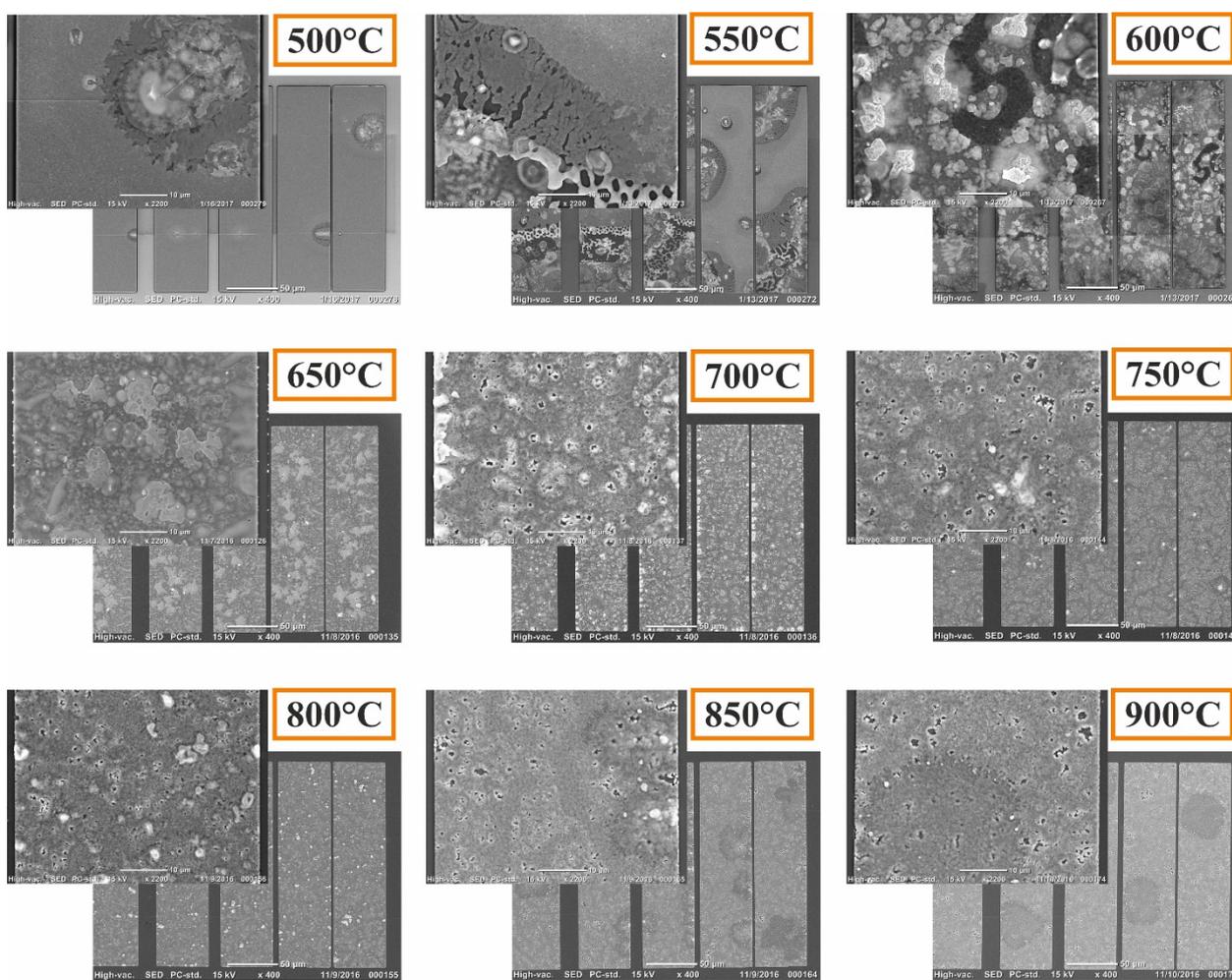


Рисунок 71 – Морфология поверхности контактов на основе Mo/Al/Mo/Au к ЭГСЗ в зависимости от температуры отжига

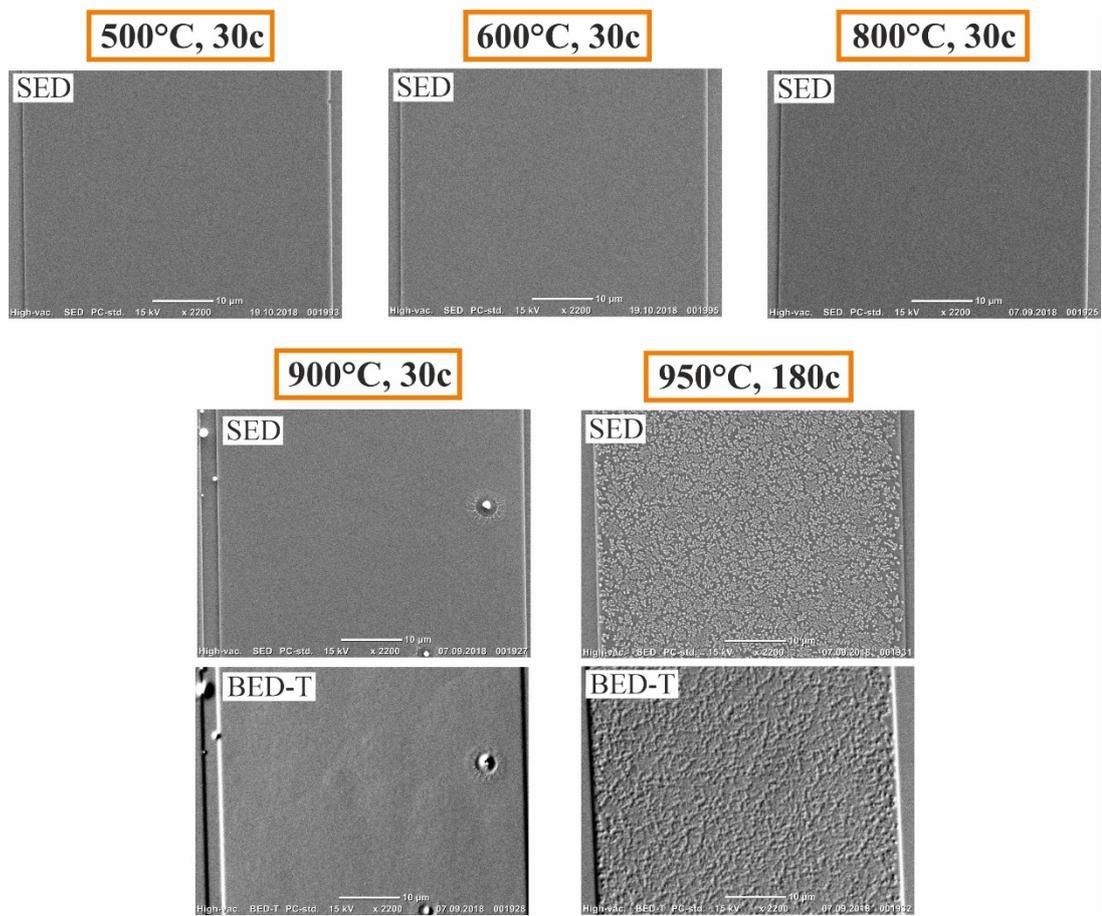


Рисунок 72 – Морфология поверхности контактов на основе Mo/Al/Mo к ЭГСЗ в зависимости от температуры и времени отжига

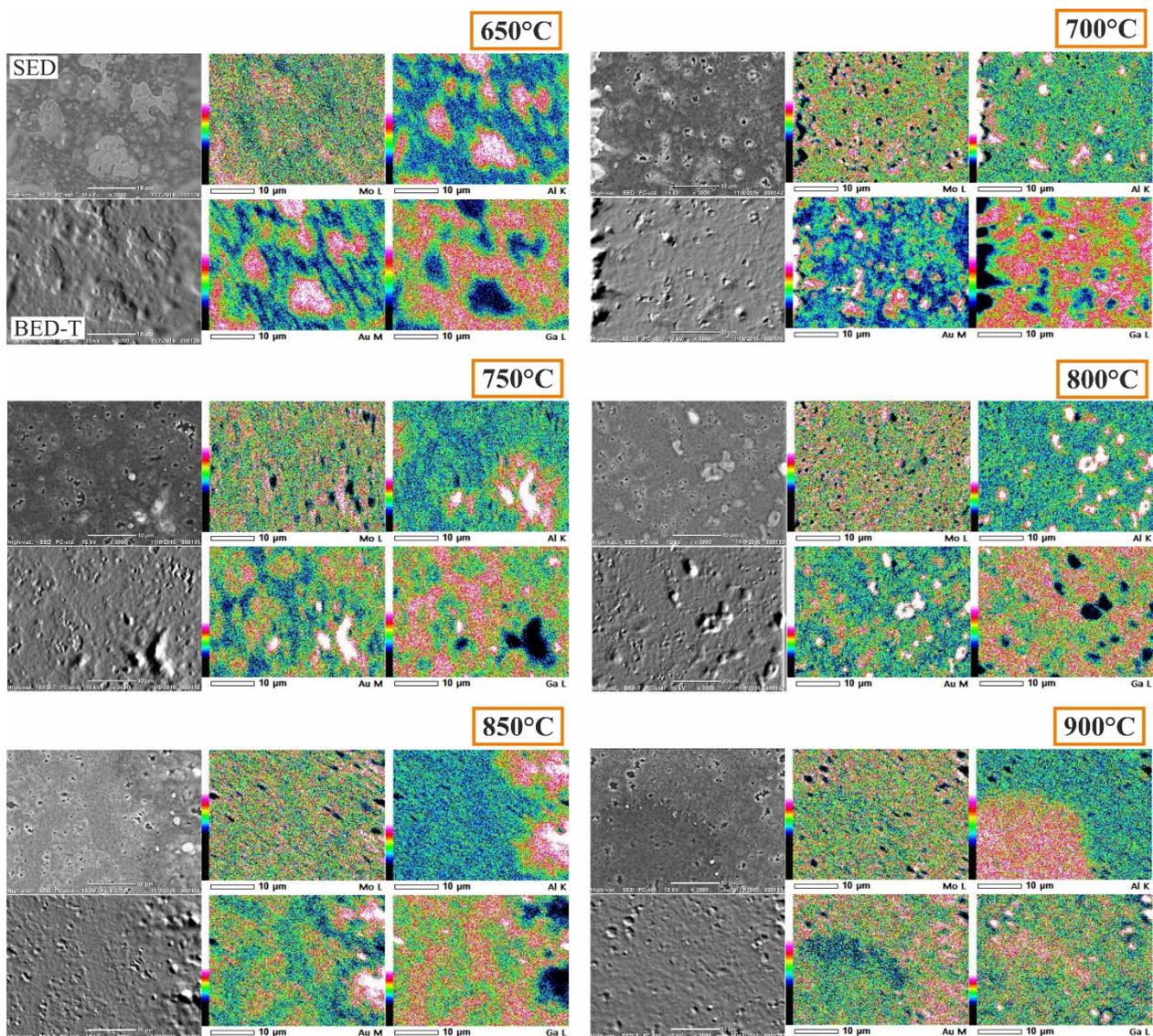


Рисунок 73 – ЭДС-карты распределения элементного состава контактов на основе Mo/Al/Mo/Au, отожженных при различных температурах

#### 4.4 Микроструктура контактов

##### 4.4.1. Электронная Оже-спектроскопия

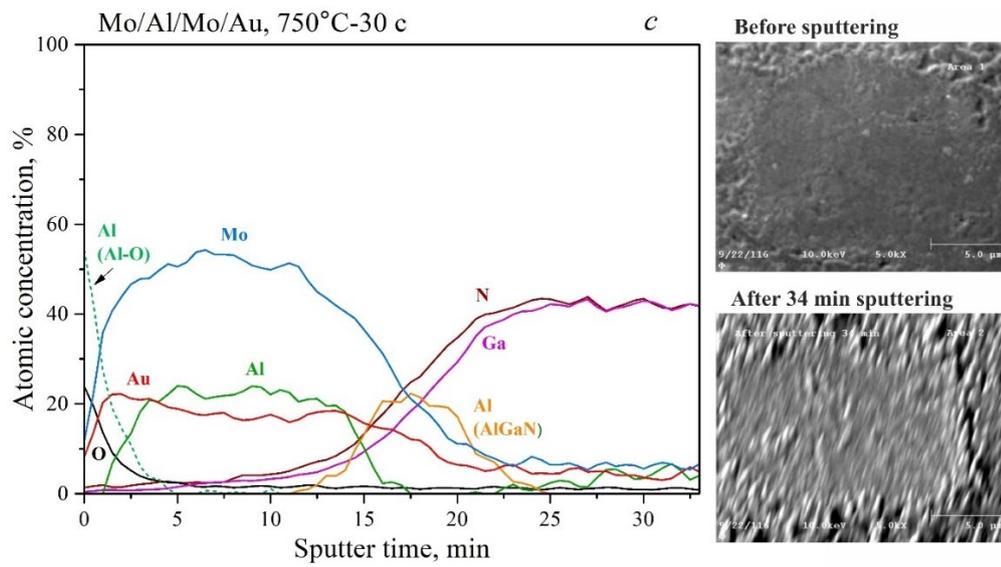
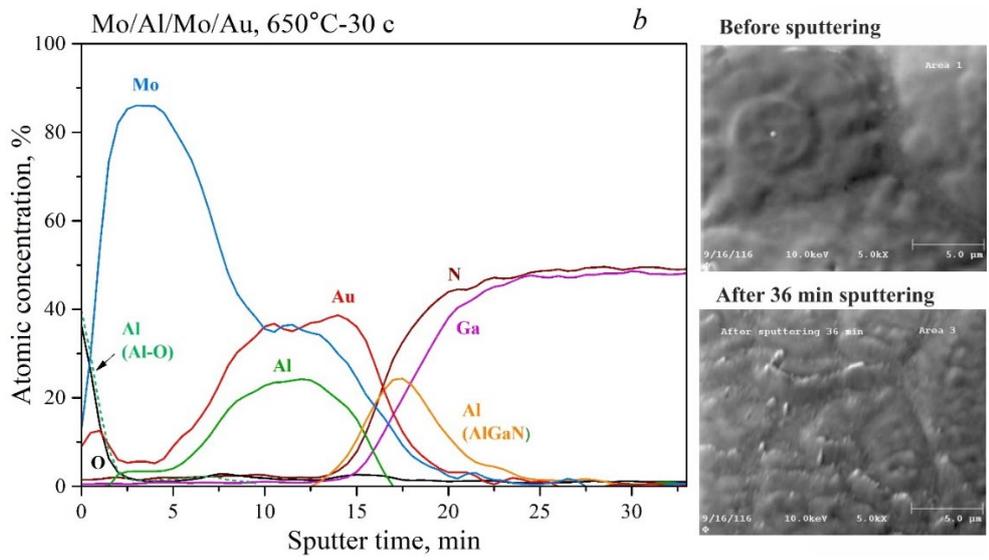
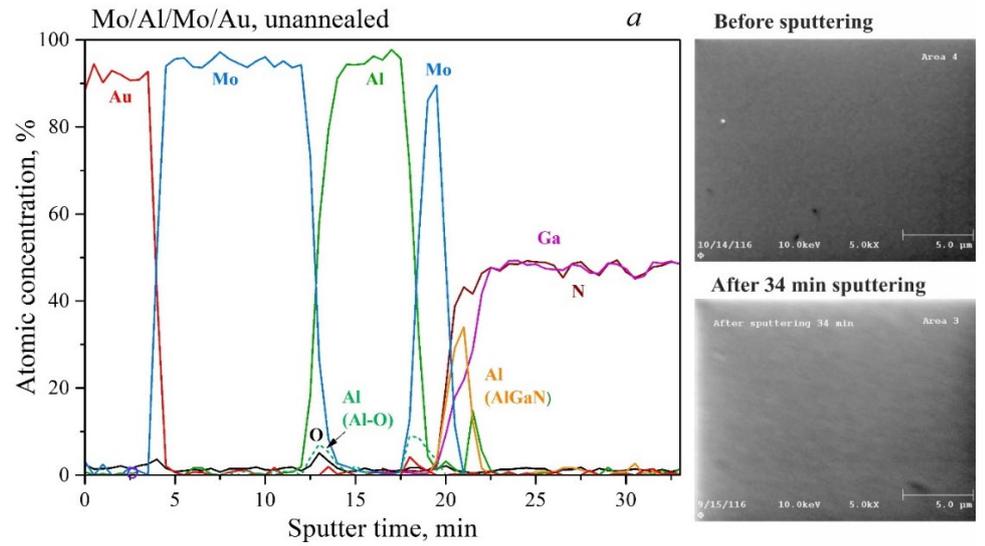
Измерения методом ЭОС проводились на участках металлизации с относительно низким рельефом поверхности. На рисунке 74 приведены профили распределения элементов по глубине контактов. Для неотожженного образца наблюдаются слои металлизации и гетероструктуры, которые достаточно хорошо разграничены. Между слоями металлов наблюдается небольшая концентрация кислорода (рис. 74a), что, по видимому, связано с наличием остаточного кислорода и паров воды в камере при напылении. После отжига для всех температур (650, 750 и 900°C) наблюдается сильное перемешивание слоев металлов, также присутствует кислород на поверхности

металлизации. Исходя из совпадения профилей кислорода и алюминия можно полагать образование оксида алюминия у поверхности во время термического отжига. Профиль Al в слое AlGaIn четко различим, что говорит о сохранении стехиометрии твердого раствора для всех образцов (на уровне атомных %). Следует отметить, что из-за неоднородности контакта по площади и разницы скоростей травления различных фаз (и соответственно увеличения шероховатости поверхности при травлении Ag пучком – см. рис 74, вкладки) приведенные профили не отражают реального распределения элементов по глубине и носят качественный характер.

Тем не менее, можно сделать определенные выводы о процессах, происходящих во время отжига. Для образца, отожженного при 650°C наблюдается диффузия Au вглубь металлизации, вероятно, вплоть до границы раздела металл-полупроводник (рис. 74b) и диффузия Al к поверхности. Исходя из профиля Mo можно предполагать, что оба слоя сохранили свою целостность, а диффузия Al и Au идет вдоль границ столбчатых зерен Mo, как наблюдалось в работе [82] для контактов на основе системы металлизации Ti/Al/Mo/Au, где было обнаружено, что барьерный слой Mo остается преимущественно целостным вплоть до температур отжига 700°C.

Как видно из рисунка 74c во время отжига при 750°C металлы распределяются по всей толщине контактной металлизации. Похожая картина наблюдается и для образца, отожженного при 900°C (рис. 74d). Это опять же хорошо согласуется с работой [82] где после отжига при 700°C барьерный слой Mo «распадается» на отдельные зерна.

На рисунке 74e приведены профили распределения элементов для контакта без золота Mo/Al/Mo (10/60/50 нм), отожженного при 750°C (температура, при которой должен образовываться омический контакт). Как видно, форма Оже-профилей для Mo и Al похожа на таковую для контакта со слоем Au, отожженного при 650°C: профиль Mo имеет две «полочки», что говорит о сохранении целостности обоих слоев Mo, также наблюдается диффузия Al к поверхности контакта и границе раздела металл-полупроводник. Глубина окисления металлизации оказалась намного меньше, чем в случаях с отожженными контактами с верхним слоем Au. Тем не менее, на поверхности контакта были обнаружены небольшие области с окисленным Al, что также свидетельствует о наличии незначительной диффузии Al сквозь барьерный слой Mo. Таким образом, можно утверждать, что наличие золота в системе металлизации интенсифицирует процессы перемешивания и фазообразования в омических контактах Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaIn/GaN. Отметим, что в случае с образцом Mo/Al/Mo (10/60/50 нм) ВАХ была сильно нелинейной.



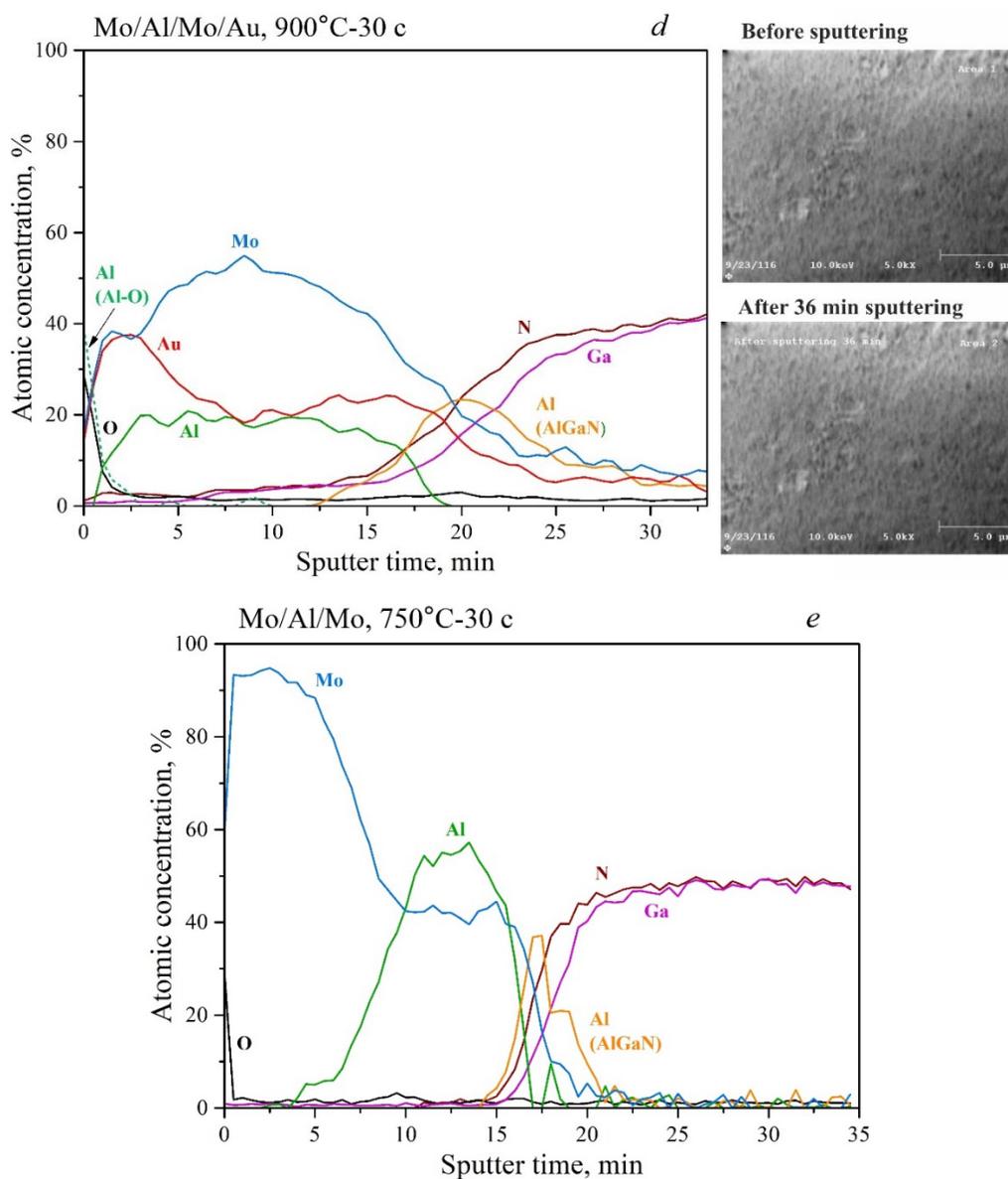


Рисунок 74 – Профили элементного содержания по глубине для контактов на основе Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм) до (a) и после термического отжига при 650°C (b), 750°C (c) и 900°C (d) и для контакта на основе Mo/Al/Mo (10/60/50 нм), отожженного при 750°C (e)

#### 4.4.2. Просвечивающая электронная микроскопия и энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия

Для более детального исследования микроструктуры контактов были проведены исследования с помощью ПЭМ и ЭДРС. Результаты представлены на рисунках 75–79. На рисунке 75 приведены ПЭМ-изображения неотожженного контакта на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм). Как видно, в буферном слое присутствуют дислокации, все они перпендикулярны поверхности, в слой AlGaN не проникают. Видно,

что слои металлов имеют резкие границы, толщины слоев хорошо согласуются с заданными при напылении толщинами. Общая толщина металлизации составляет 165 нм. Все металлические слои являются кристаллическими и состоят из столбчатых кристаллов, по всей видимости одинаково ориентированных. Таким образом, во всех слоях наблюдается достаточно сильная текстура. В металлических слоях также встречаются дислокации и дефекты упаковки.

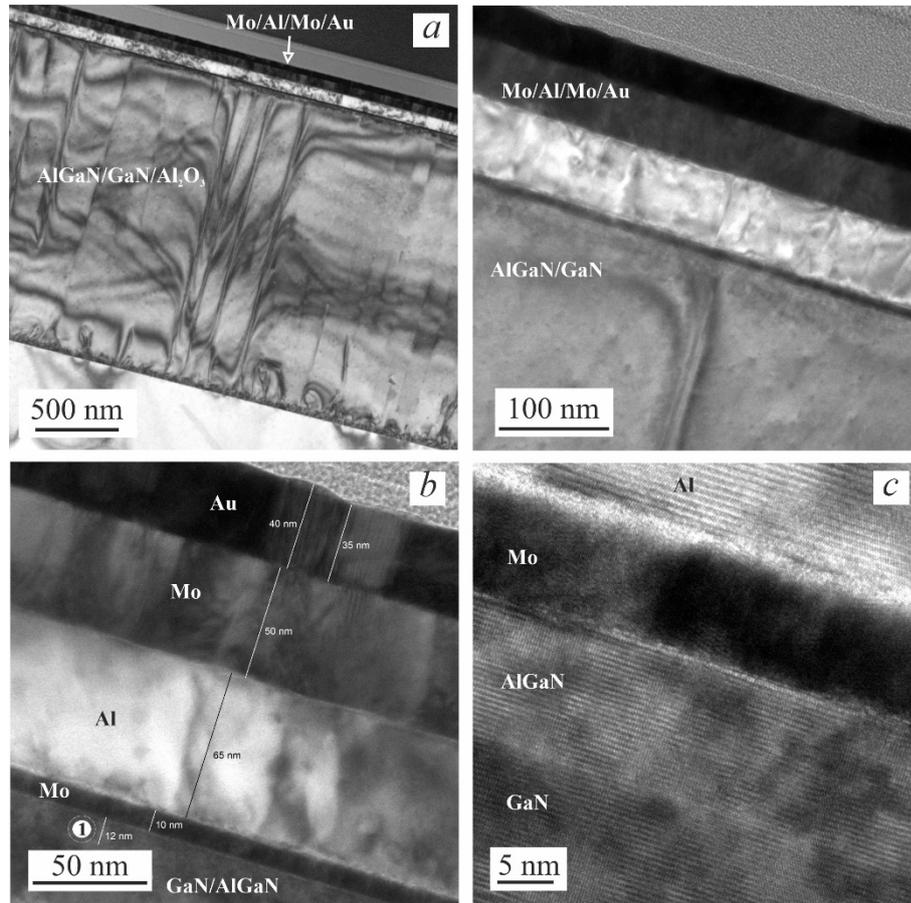


Рисунок 75 – ПЭМ-изображения поперечного сечения контакта на основе Mo/Al/Mo/Au, непосредственно после напыления, в масштабах 100 нм (a), 50 нм (b) и 5 нм (c). В изображении в масштабе 50 нм для указанной области приведено элементное содержание

ПЭМ-изображения микроструктуры контакта, отожженного при температуре 650°C, представлены на рисунке 76. По контрасту в слое металлизации можно различить три слоя (рис. 76). Как видно, слой золота полностью продиффундировал вглубь металлизации, вплавление металлизации в полупроводник не обнаружено. Результаты ЭДРС-анализа показали, что верхний от поверхности металлизации слой толщиной ~55 нм в основном состоит из Mo, второй слой толщиной ~50 нм по большей степени содержит Al (~57 ат.%) и Au (~37 ат.%). Третий неоднородный слой, граничащий с полупроводником, толщиной ~15 нм имеет преобладающее содержание Al (~43 ат.%) и одинаковые концентрации Mo и

Au (по ~24 ат.%). Толщина контактной металлизации по сравнению с неотожженным образцом оказалась меньше на ~45 нм. Разница в толщинах может быть объяснена проникновением Au вглубь металлизации, а также наличием крупных конгломератов на поверхности металлизации, которые, как было показано в главе 3, состоят из Au и Al.

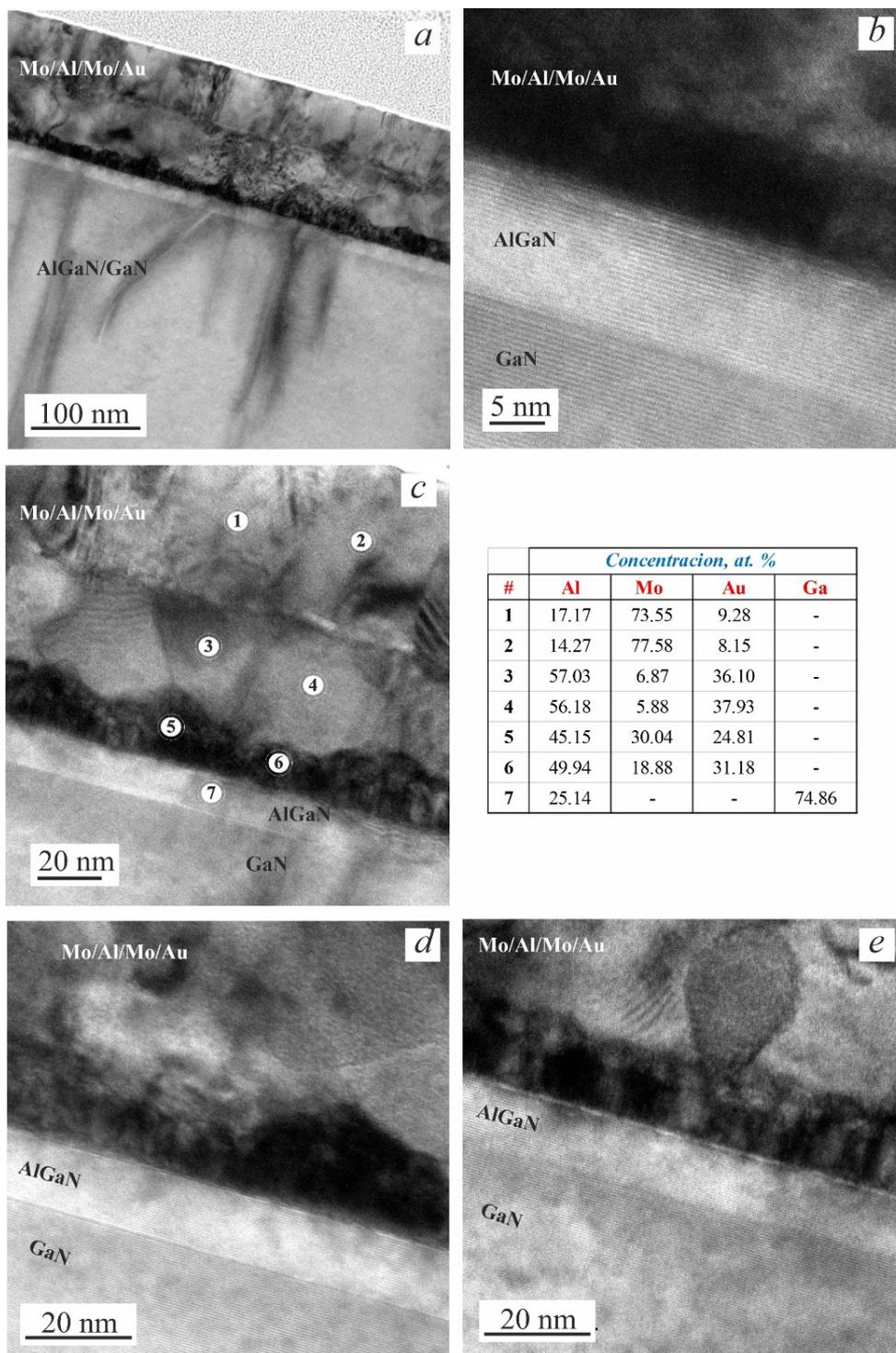


Рисунок 76 – ПЭМ-изображения поперечного сечения контакта на основе Mo/Al/Mo/Au, отожженного при температуре 650°C, в масштабах 100 нм (a), 20 нм (b) и 5 нм (c). В изображении в масштабе 20 нм для указанных областей приведено элементное содержание

ПЭМ-изображения контакта, отожженного при температуре 750°C, представлены на рисунке 77. Вплавления металлизации в полупроводник также не обнаружено. Видно, что после отжига при этой температуре слои полностью отсутствуют и наблюдается интенсивное перемешивание металлов, в результате которого образовались столбчатые (вытянутые) и равноосные зерна, в основном состоящие из Mo и Al в процентном соотношении ~56 и ~44 ат.%, соответственно. Похожий результат был обнаружен в работе [82], в котором сообщалось, что после отжига при 700°C барьерный слой Mo также распался на равноосные зерна, содержащие ~16 ат.% Al.

В областях между зернами наблюдается преобладающее содержание Al и Au. Также следует отметить присутствие зерен Al-Au с процентным соотношением 32 и 68 ат.%, соответственно, из которого можно предположить образование фазы AlAu<sub>2</sub>. Высоты данных областей были порядка одного микрометра, при этом толщина контактной металлизации ровных областей поверхности в среднем составила ~105 нм. Исходя из содержания Al и Au, можно было предположить образование фазы AlAu.

ПЭМ-изображения контакта, отожженного при температуре 900°C, представлены на рисунке 78. В целом, наблюдаемая картина была сходна с таковой для образца, отожженного при 750 °C. Видно, что, несмотря на высокую температуру отжига, металлизация контакта не вплавляется в полупроводник, а слой металлизации также имеет зернистую структуру со столбчатыми и равноосными зернами с преобладающим содержанием Al-Mo. Процентные содержания Mo и Al несколько отличаются от случая с образцом, отожженным при 750°C, и составляют ~66 и ~34 ат.%, соответственно. Участки металлизации между этими зернами также состоят из Al и Au: исходя из соотношения Al/Au≈1 можно предполагать наличие фазы AlAu.

Важным отличием для образца, отожженного при 900°C, является то, что на границе раздела металлизация-полупроводник был обнаружен тонкий слой толщиной ~5 нм с преобладающим содержанием Al и Au (60 и 30 % соответственно). В работе [115] для контакта на основе Mo/Al/Mo/Au, отожженного при 775°C в течение 5 мин, у границы раздела также наблюдалось высокое содержание Al и Au для образца с высоким значением контактного сопротивления ( $9.1 \cdot 10^{-4}$  Ом·см<sup>2</sup> или 7.5 Ом·мм), сформированного на гетероструктуре AlGaIn/GaN с верхним слоем GaIn толщиной 5 нм. Учитывая, что в настоящей работе образец 900 °C также имел высокое контактное сопротивление (2 Ом·мм) можно предположить, что образование данного слоя и является причиной ухудшения контактного сопротивления.

На рисунке 79 приведено ПЭМ-изображения, для контакта на основе Mo/Al/Mo, отожженного при 750°C. На изображении можно проследить все три слоя, хотя контраст

значительно ниже, из-за диффузии Al к поверхности и границе раздела металл-полупроводник. Наблюдаемая картина сходна с образцом, отожженным при температуре 650°C – слой молибдена преимущественно сохранил свою целостность, зерна Al-Mo не образовались.

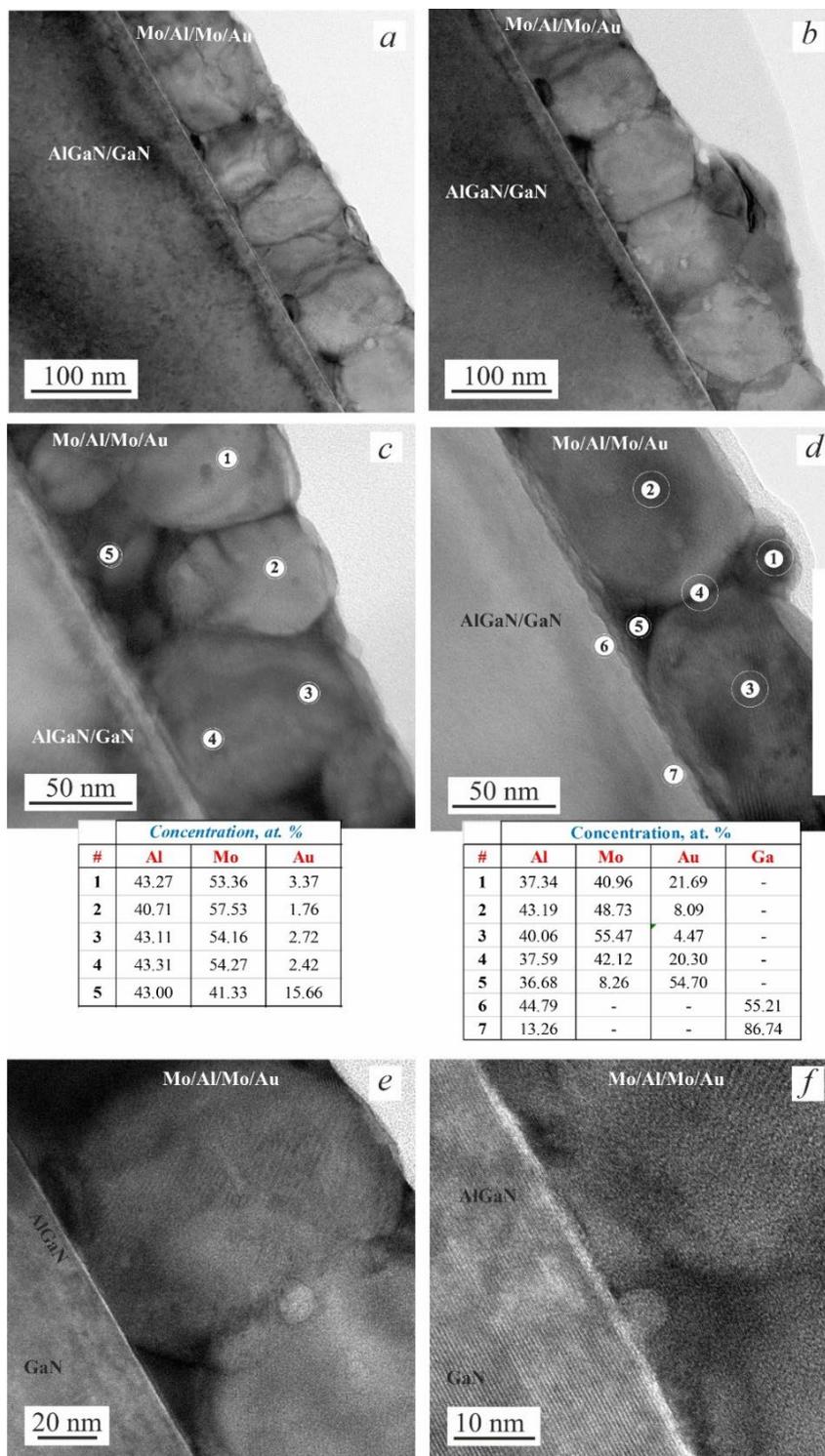


Рисунок 77 – ПЭМ-изображения поперечного сечения контакта на основе Mo/Al/Mo/Au, отожженного при температуре 750°C, в масштабах 100 нм (a), 50 нм (b, c) и 5 нм (d). В изображениях в масштабе 50 нм для указанных областей приведено элементное содержание

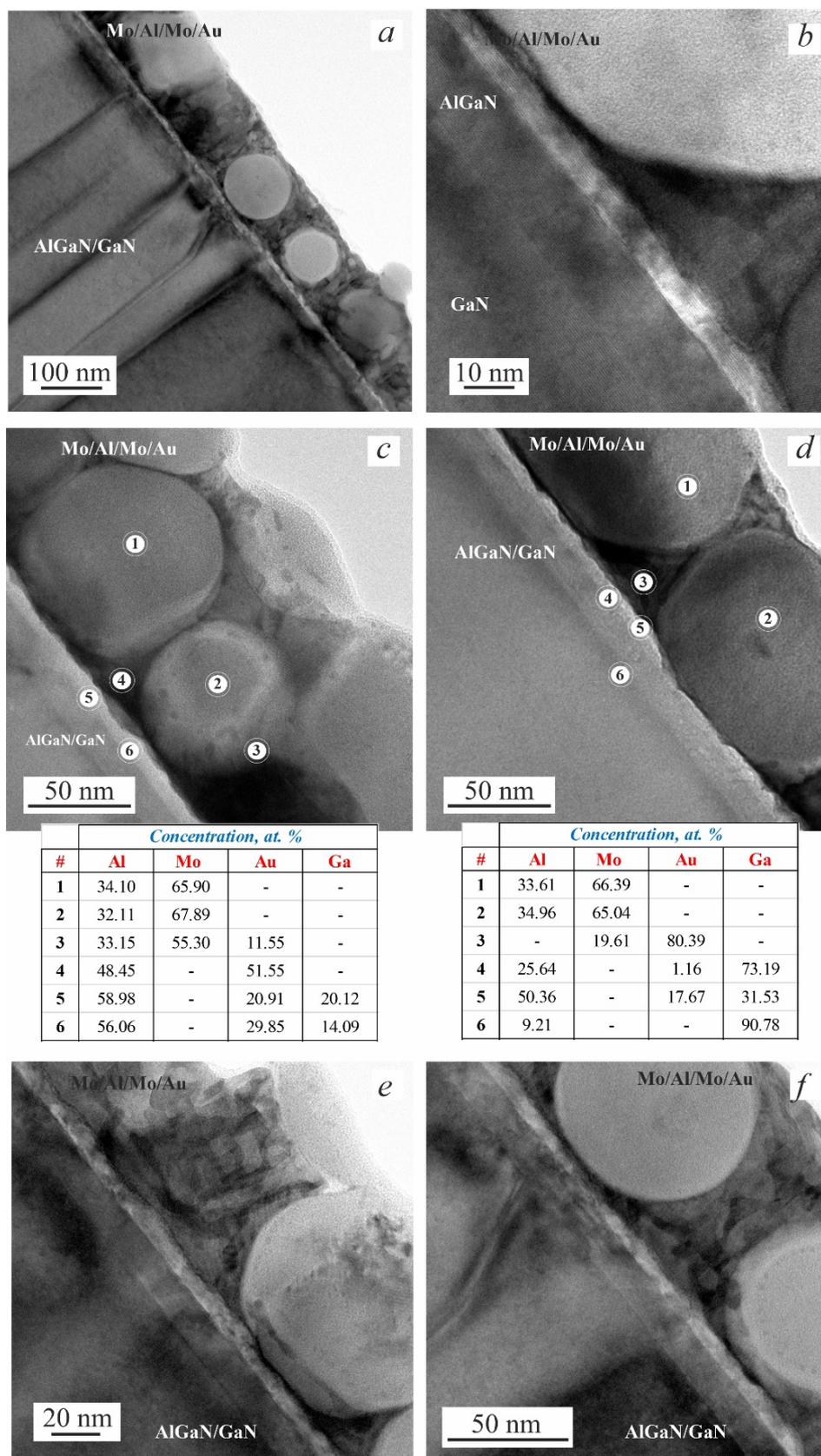


Рисунок 78 – ПЭМ-изображения поперечного сечения контакта на основе Mo/Al/Mo/Au, отожженного при температуре 900°C, в масштабах 100 нм (a), 50 нм (b) и 10 нм (c). В изображении в масштабе 50 нм для указанных областей приведено элементное содержание

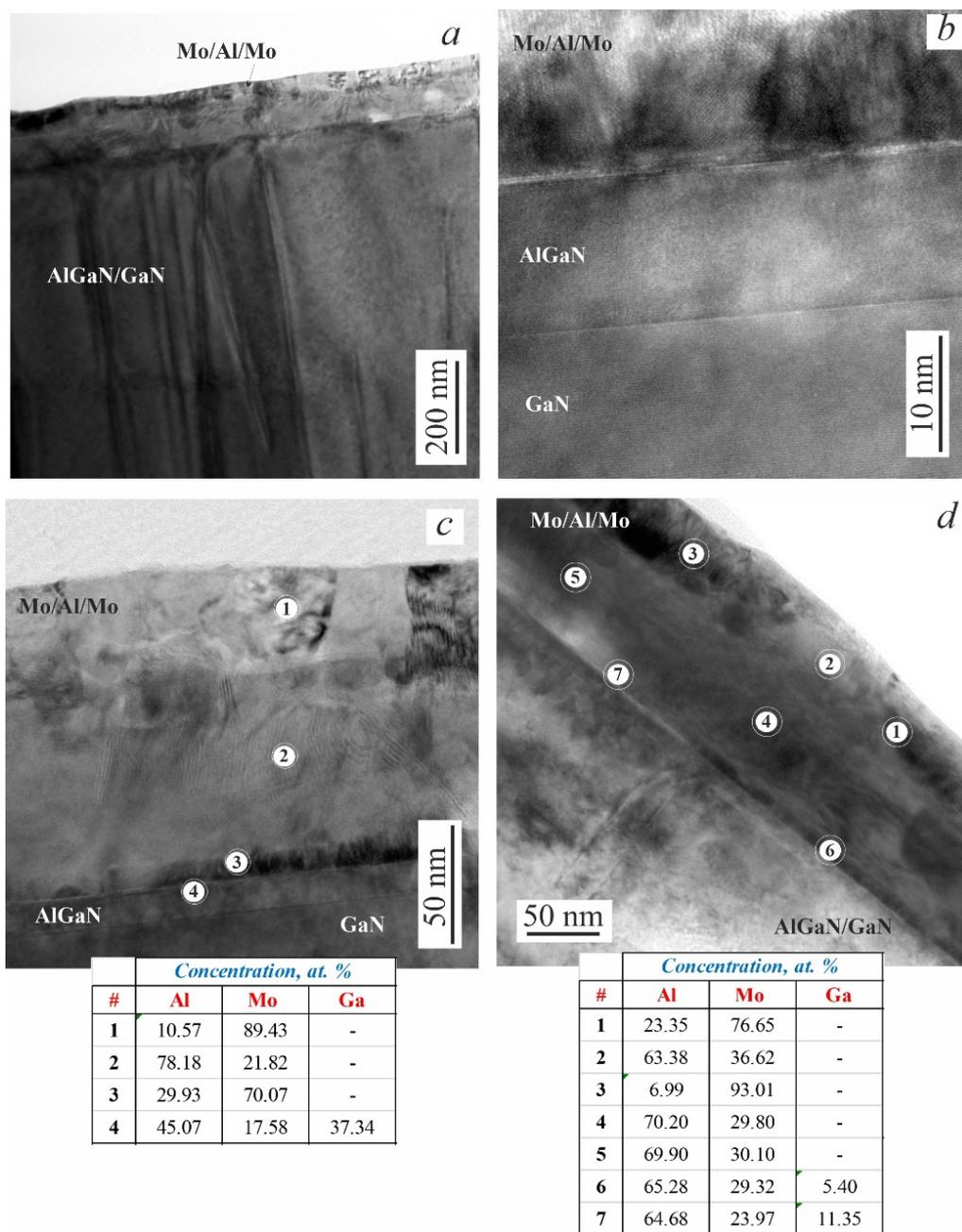


Рисунок 79 – ПЭМ-изображения поперечного сечения контакта на основе Mo/Al/Mo, отожженного при температуре 900°C, в масштабах 200 нм (a), 50 нм (b) и 10 нм (c)

#### 4.4.3. Рентгеновская дифрактометрия

На рисунках 80 и 81 представлены результаты исследования фазового состава контактов методом рентгеновской дифрактометрии. Сравнение дифрактограмм контактов на основе Mo/Al/Mo/Au до и после термического отжига при 750 °С и контакта без верхнего слоя Au, отожженного при 750°С, приведено на рисунке 8. Для образца непосредственно после напыления металлизации наблюдаются пики GaN и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, соответствующие материалу подложки, а также пики Al, Au и Mo. После отжига при 750 °С на дифрактограммах кроме пиков GaN и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> были зарегистрированы пики от фаз Al<sub>x</sub>Au<sub>y</sub> (Al<sub>2</sub>Au, AlAu), GaMo<sub>3</sub>, Al<sub>x</sub>Mo<sub>y</sub> (Al<sub>3+x</sub>Mo<sub>1-x</sub>, AlMo<sub>3</sub> и др.). Следует отметить отсутствие каких-либо соединений Mo с N, что указывает на различие механизмов формирования омических контактов на основе систем металлизаций Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al. Наличие соединений Al-Au и согласуется с картиной, наблюдаемой другими методами. На дифрактограмме контакта без верхнего слоя Au, отожженного при 750°С, были зарегистрированы пики, возможно соответствующие Mo и Al<sub>5</sub>Mo. Пики, соответствующие межфазных соединений GaMo<sub>3</sub>, Al<sub>x</sub>Mo<sub>y</sub> (Al<sub>3+x</sub>Mo<sub>1-x</sub>, AlMo<sub>3</sub> и др.), что хорошо согласуется с сильно нелинейной ВАХ контакта.

На рисунке 81 приведено сравнение дифрактограмм контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au, отожженных при 650, 750 и 900°С. Видно, что после отжига при 650°С наблюдается выраженный пик Mo, что говорит о наличии еще непрореагировавшего слоя Mo. При более высоких температурах данный пик исчезает, но вместо этого значительно повышаются интенсивности пиков соединений Al<sub>x</sub>Mo<sub>y</sub> (Al<sub>3+x</sub>Mo<sub>1-x</sub>, AlMo<sub>3</sub> и др.) и/или GaMo<sub>3</sub>. С повышением температуры отжига также наблюдается увеличение интенсивности пиков AlAu. Одновременно с этим наблюдается уменьшение интенсивности для Al<sub>2</sub>Au.

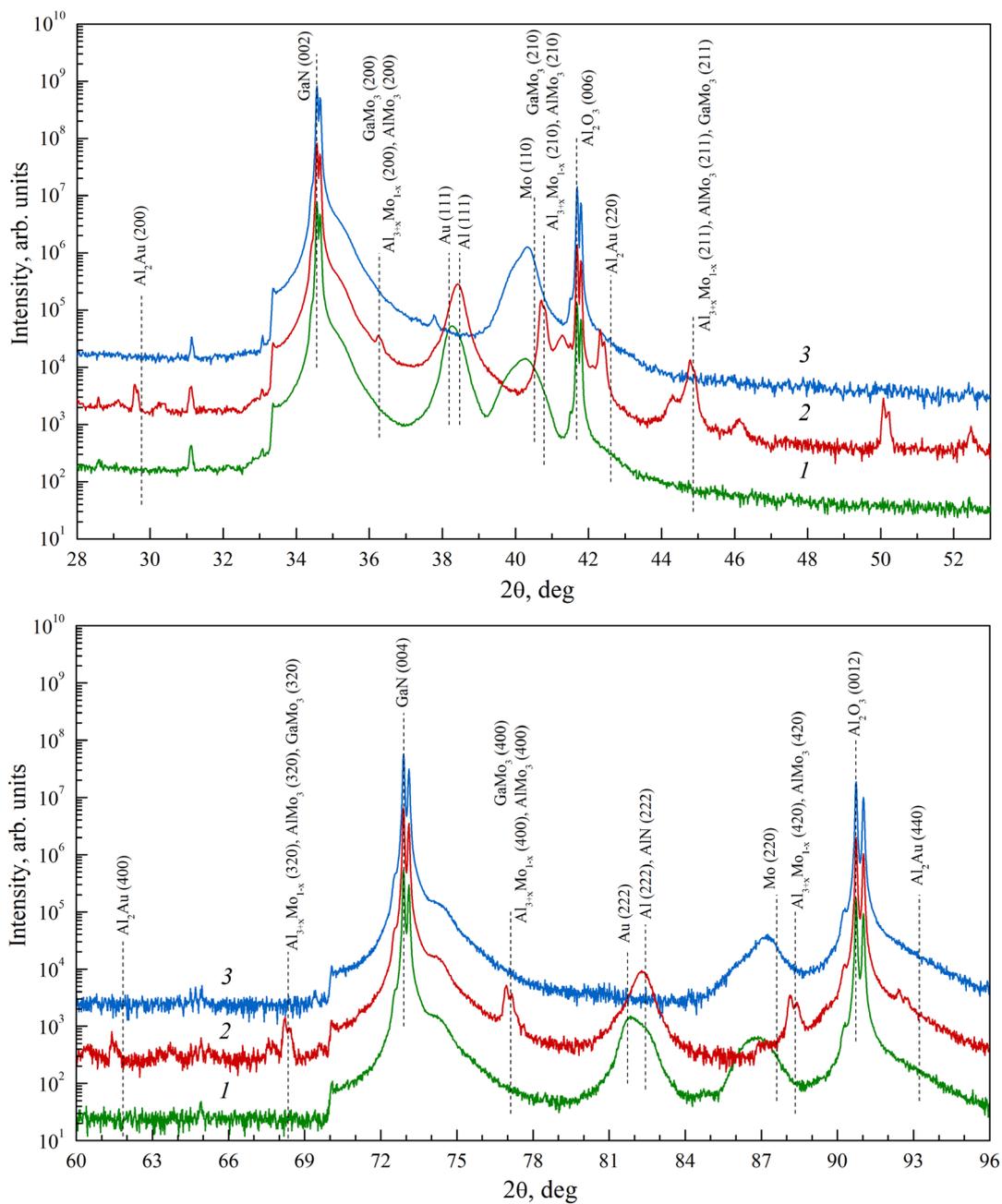


Рисунок 80 – Дифрактограммы контактов к гетероструктурам AlGaN/GaN: 1 – неотожженный контакт Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм); 2 – контакт Mo/Al/Mo/Au (10/60/50/50 нм), отожженный при 750°C; 3 – контакт Mo/Al/Mo (10/60/50 нм), отожженный при 750°C.

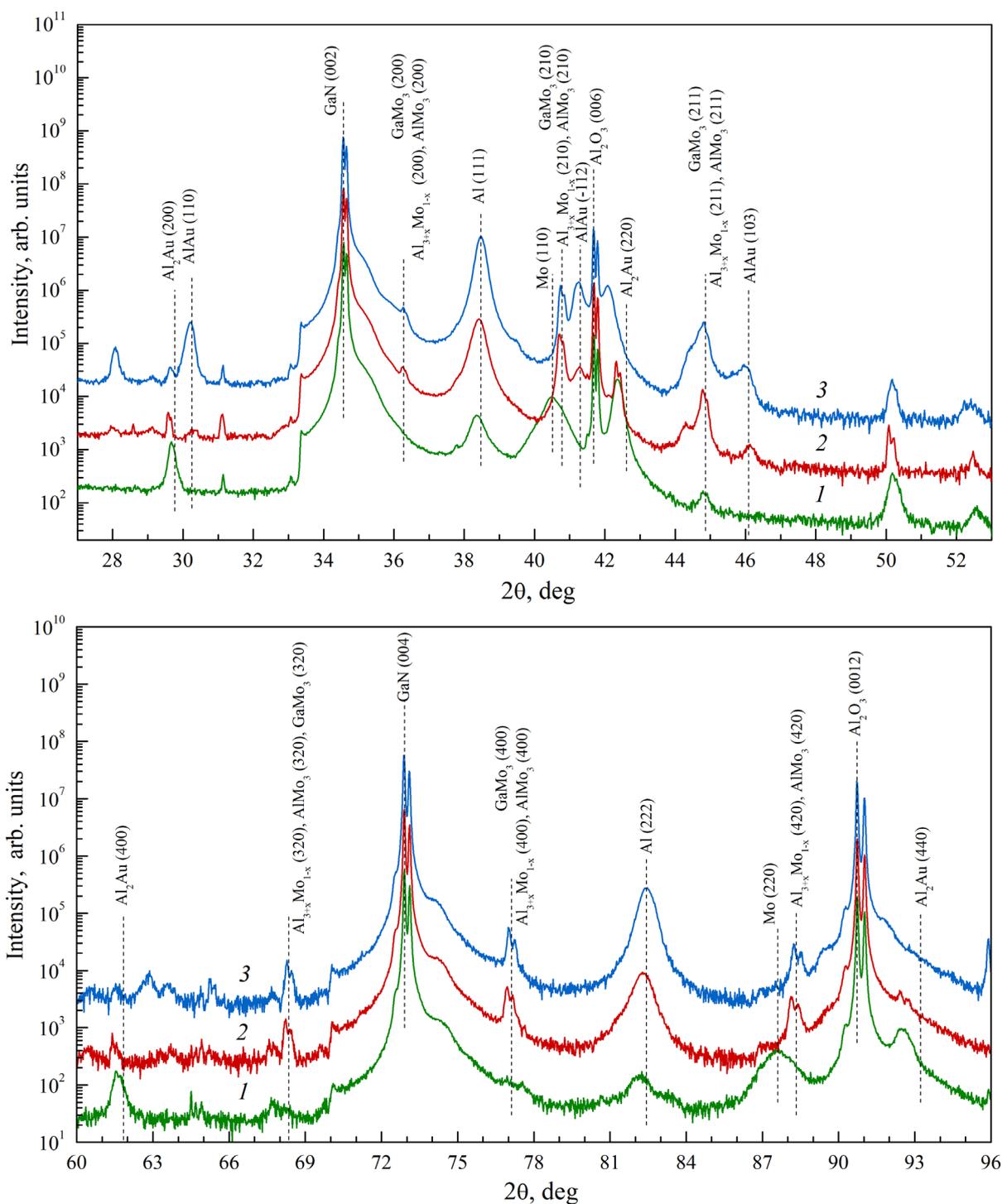


Рисунок 81 – Дифрактограммы контактов на основе  $\text{Mo}/\text{Al}/\text{Mo}/\text{Au}$  (10/60/50/50 нм) к гетероструктурам  $\text{AlGaN}/\text{GaN}$ : 1 – контакт, отожженный при 650°C; 2 – контакт, отожженный при 750°C; 3 – контакт, отожженный при 900°C

#### 4.5 Системы $\text{Mo}/\text{Al}/\text{Mo}/x$

Для получения дополнительных представлений о роли золота в формировании контакта в продолжение эксперимента были исследованы системы  $\text{Mo}/\text{Al}/\text{Mo}/x$ , где в

качестве последнего слоя использовались элементы подгруппы меди (Cu, Ag, Au) и соседней подгруппы никеля (Ni, Pd, Pt). В эксперименте использовались гетероструктуры типа ЭГС1. Для начала на образцы на установке Temescal методом электронно-лучевого распыления напылялась система металлизации Mo/Al/Mo (10/50/55 нм). Затем часть образцов поочередно перемещалась в УВН, где методом термического распыления напылялись слои Ag, Cu, Ni и Pd толщиной 50 нм. Слой Au (50 нм) напылялся на Temescal методом электронно-лучевого распыления. Pt (также 50 нм) напылялась методом инноплазменного распыления. Быстрый термический отжиг проводился при температурах 700, 800 и 900 °С в атмосфере азота в течение 30 с.

На рисунке 82 представлены полученные ВАХ для металлов подгруппы меди для различных температур отжига. Видно, что все контакты на основе системы Mo/Al/Mo/Cu имеют нелинейную ВАХ, причем с повышением температуры отжига с 700 до 900 °С нелинейность ВАХ сначала уменьшается (при 800 °С), но при увеличении температуры до 900 °С ВАХ опять становится сильно нелинейной. Контакты на основе системы Mo/Al/Mo/Ag, напротив, с ростом температуры отжига демонстрируют улучшение омичности ВАХ с ростом температуры. Однако, судя по наклону графиков сопротивление контактов на основе системы Mo/Al/Mo/Ag значительно больше такого для контакта на основе системы Mo/Al/Mo/Au.

Измерения электрофизических характеристик контактов были проведены методом TLM. В таблице 19 представлены результаты измерения характеристик методом длинной линии. Стоит отметить, что разница в значениях слоевого сопротивления металлизации  $R_m$  хорошо согласуется с рельефностью поверхности контактов (рисунок 83). Как видно из рисунка 83 контакты с наилучшим сопротивлением как и в случае с Au имеют более развитую морфологию то есть более сильное перемешивание.

Характеристики контактов на основе систем металлизаций с верхним слоем на основе металлов подгруппы никеля были нелинейны во всем диапазоне температур отжига и имели высокое дифференциальное сопротивление. По этой причине эти данные не приводятся.

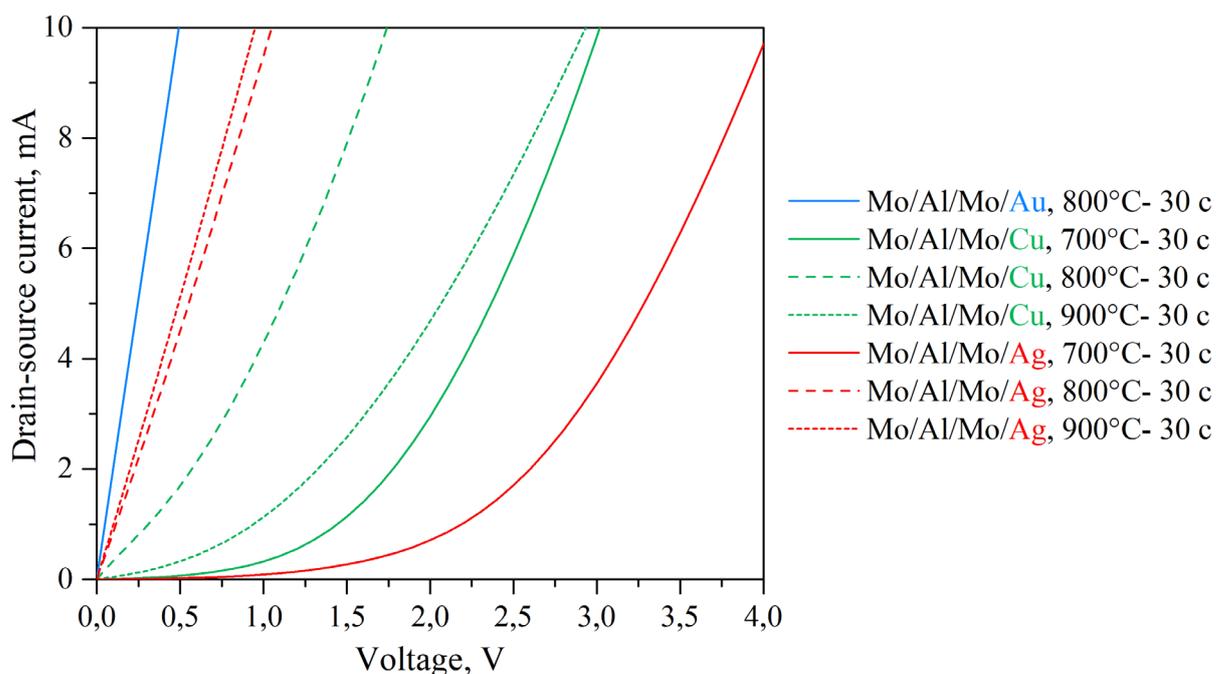
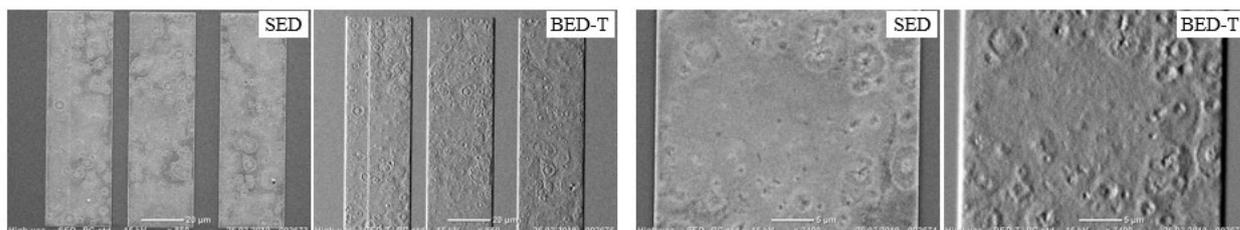


Рисунок 82 – Сравнение ВАХ контактов на основе систем металлизаций Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм), Mo/Al/Mo/Ag (10/50/55/50 нм) и Mo/Al/Mo/Cu (10/50/55/50 нм)

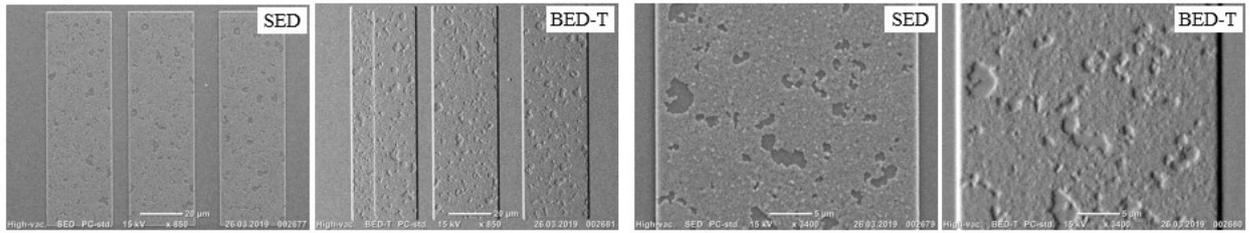
Таблица 19 – Результаты измерения методом длинной линии

№	Образец	ВАХ	$R_m$ , Ом/кв	$R_{sh}$ , Ом/кв	$R_c$ , Ом·мм	$\rho_c$ , Ом·см <sup>2</sup>	$L_t$ , мкм
1	Mo/Al/Mo/Au, 800°C, 30с	линейная	2.80	307	1.06	$3.6 \cdot 10^{-5}$	3.44
2	Mo/Al/Mo/Ag, 700°C, 30с	нелинейная		-	-	-	-
3	Mo/Al/Mo/Ag, 800°C, 30с	линейная	5.83	324	3.62	$4.1 \cdot 10^{-4}$	11.21
4	Mo/Al/Mo/Ag, 900°C, 30с	линейная	4.62	308	3.33	$3.7 \cdot 10^{-4}$	10.81
5	Mo/Al/Mo/Cu, 700°C, 30с	нелинейная		-	-	-	-
6	Mo/Al/Mo/Cu, 800°C, 30с	нелинейная	1.31	325	9.18	$2.6 \cdot 10^{-3}$	28.29
7	Mo/Al/Mo/Cu, 900°C, 30с	нелинейная	1.49	-	-	-	-

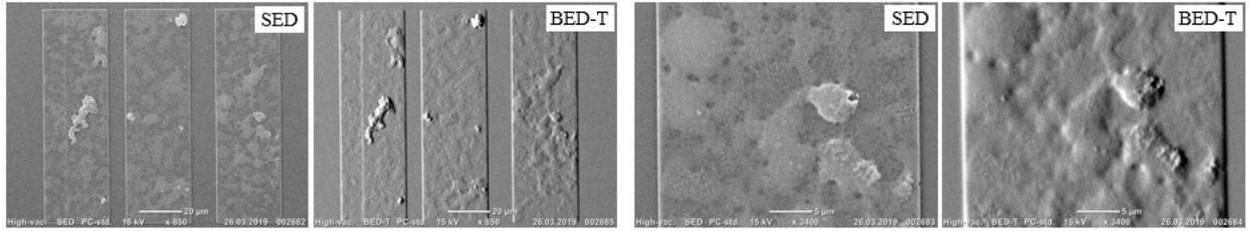
Mo/Al/Mo/Au, 800 °C, 30 с



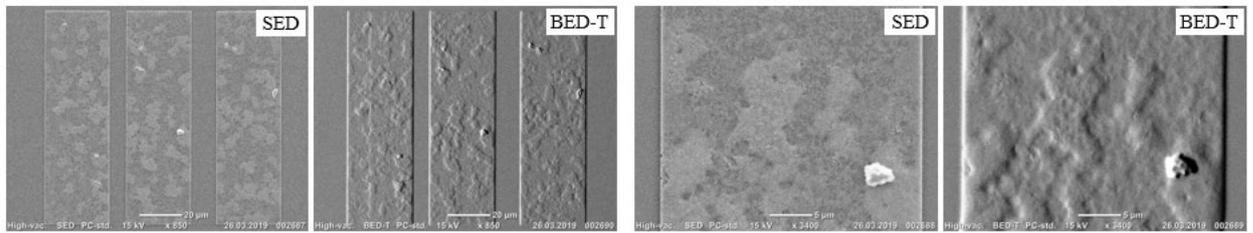
Mo/Al/Mo/Ag, 700 °C, 30 c



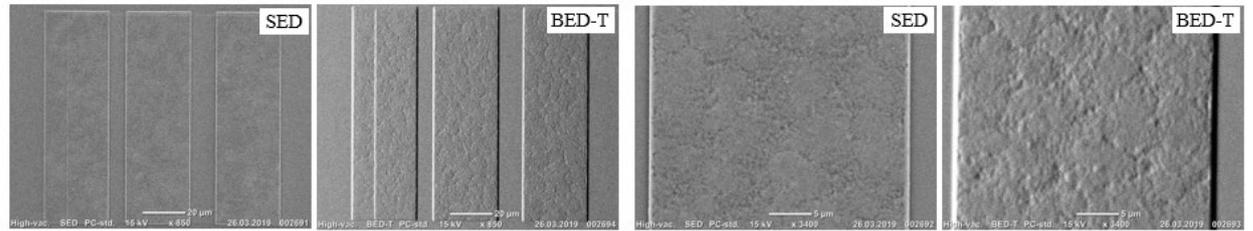
Mo/Al/Mo/Ag, 800 °C, 30 c



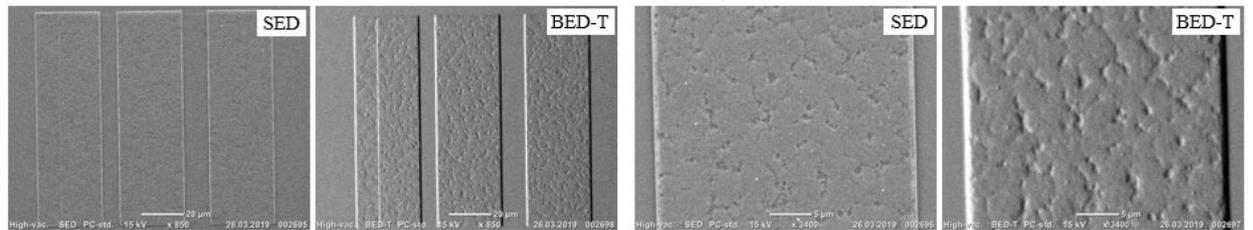
Mo/Al/Mo/Ag, 900 °C, 30 c



Mo/Al/Mo/Cu, 700 °C, 30 c



Mo/Al/Mo/Cu, 800 °C, 30 c



Mo/Al/Mo/Cu, 900 °C, 30 c

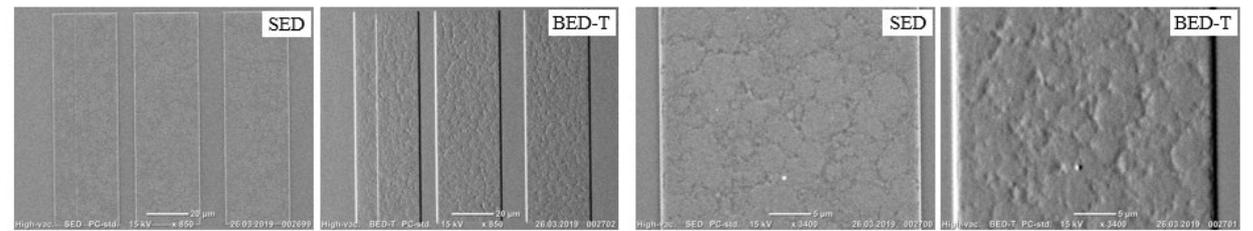


Рисунок 83 – Морфологии контактов на основе систем металлизаций Mo/Al/Mo/(Au, Ag, Cu), отожженных при температурах от 700 до 900 °C в течение 30 с

Таким образом, для контактов на основе Mo/Al/Mo/x можно обобщить:

– Контакты с верхним слоем на основе металлов подгруппы никеля демонстрируют нелинейные характеристики.

– Контакты с верхним слоем на основе подгруппы меди демонстрируют улучшение омических характеристик с увеличением атомного номера элемента: контакты на основе системы Mo/Al/Mo/Cu, отожженные при температурах от 700 до 900 °С, имеют нелинейную ВАХ; контакты Mo/Al/Mo/Ag демонстрируют линейную ВАХ и улучшаются с повышением температуры вплоть до 900 °С, однако значение переходного контактного сопротивления  $\rho_c$  для них на порядок меньше такового для контакта Mo/Al/Mo/Au, отожженного при 800 °С.

– Морфология контактов Mo/Al/Mo/Ag, отожженных при 800 и 900 °С, демонстрирует сильно выраженный рельеф, который свидетельствует о сильном перемешивании слоев металлов между собой. Также об этом косвенно могут свидетельствовать относительно большие значения слоевого сопротивления металлизации  $R_m$  после термического отжига. Относительно гладкая морфология поверхности контакта на основе Mo/Al/Mo/Cu и низкие значения  $R_m$ , напротив могут говорить о слабом перемешивании слоев металлов во время термического отжига.

Полученный результат требует дальнейшего анализа, однако уже сейчас для металлов этих двух подгрупп помимо сходной конфигурации верхней оболочки внутри групп и между ними можно выделить некоторые общие особенности:

– Металлы подгруппы меди (Cu 1083.0 °С, Ag 960.8 °С, Au 1063.4 °С) имеют более низкие температуры плавления в сравнении с подгруппой никеля (Ni 1453 °С, Pd 1554 °С, Pt 1769 °С).

– Все металлы подгруппы меди имеют низкую растворимость в Mo при температурах до 900 °С, наибольшая растворимость у золота (примерно 1.5 ат. %), для Cu и Ag значительно меньше 1 ат. %; для подгруппы никеля наблюдается обратная картина – (Ni ~15 ат. %, ~Pd 30 ат. %, Pt ~20 ат. %).

#### 4.6 Обсуждение

Исходя из проведенных исследований микроструктуры контактов, учитывая поведение электрических характеристик и результаты, полученные в главе 3, можно сделать следующие обобщения:

– При отжиге при оптимальной температуре наблюдается сильное перемешивание металлов с образованием зерен AlMo и AlAu. Вплавления металла в полупроводник не наблюдается;

– Отсутствуют какие-либо соединения Mo с N, что говорит о различии механизмов формирования контактов на основе систем Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al;

- Наблюдаются межфазные соединений  $Al_2Au$ ,  $Al_{3+x}Mo_{1-x}$ ,  $AlMo_3$ ,  $Al_{12}Mo$ ,  $GaMo_3$  и  $GaAu_2$ ;

– Образование фазы  $Al_2Au$  ответственно за ухудшение морфологии контакта;

– Формирование фаз  $Al_{3+x}Mo_{1-x}$ ,  $AlMo_3$ ,  $GaMo_3$  наблюдается для контактов, демонстрирующих омическое поведение вольт-амперных характеристик. Увеличение интенсивности пиков для данных межфазных соединений согласуется с уменьшением контактного сопротивления омических контактов.

– Au играет важную роль при формировании омического контакта на основе системы Mo/Al/Mo/Au, что связано либо с увеличением смешиваемости слоев металлов во время термического отжига, либо с образованием фаз Al-Mo в присутствии золота.

– Ухудшение электрических параметров контакта после отжига при 900 °C может быть обусловлено образование фазы Al-Au на границе раздела металл-полупроводник. Известно, что контакты к GaN на основе Au проявляют выпрямляющие свойства [36; 38; 50], что, по всей видимости, связано с большим значением работы выхода электронов из металла (5.1 эВ [14]).

– При использовании в качестве верхнего слоя в системе металлизации Mo/Al/Mo/x металлов подгруппы меди (Cu, Ag, Au) с увеличением их атомного номера наблюдается существенное улучшение контактного сопротивления, вместе с тем контакты, изготовленные с использованием металлов соседней подгруппы никеля (Ni, Pd, Pt), демонстрируют сильно нелинейные вольт-амперные характеристики вне зависимости от атомного номера металла.

# ГЛАВА V. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ТОКОПЕРЕНОСА В ОМИЧЕСКОМ КОНТАКТЕ НА ОСНОВЕ Mo/Al/Mo/Au К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGaN/GaN

## 5.1 Эксперимент

В эксперименте по изучению механизма токопере­носа использовались два типа эпитаксиальных гетероструктур AlGaN/GaN, выращенных методом MOCVD на сапфировых подложках с кристаллографической ориентацией (0001). Конструкции ЭГС и соответствующие параметры ДЭГ приведены на рис. 84.

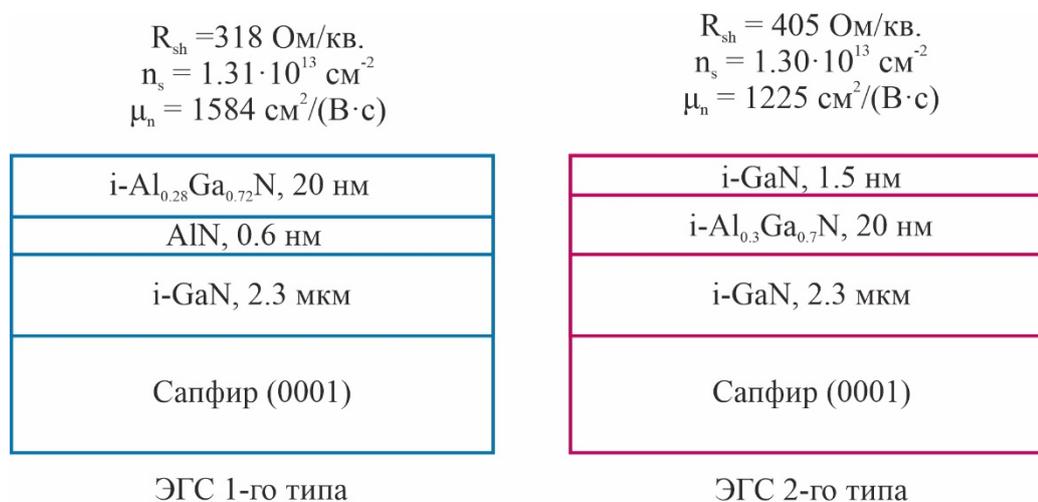


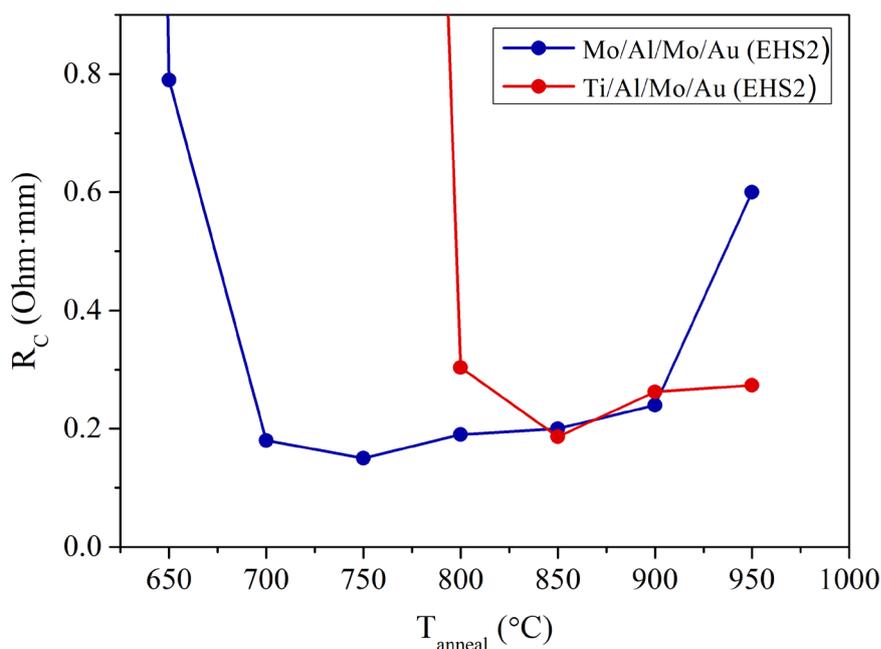
Рисунок 84 – Конструкция эпитаксиальных гетероструктур с указанием параметров ДЭГ

В качестве контактной металлизации была использована система металлизации Mo/Al/Mo/Au с толщинами слоев 10/50/55/50 нм, соответственно. Для сравнения на обеих ЭГС был изготовлен контакт на основе системы металлизации Ti/Al/Mo/Au (15/60/55/50 нм). Быстрый термический отжиг контактов проводился в атмосфере азота в диапазоне температур от 600 до 900°C с длительностью 30 с.

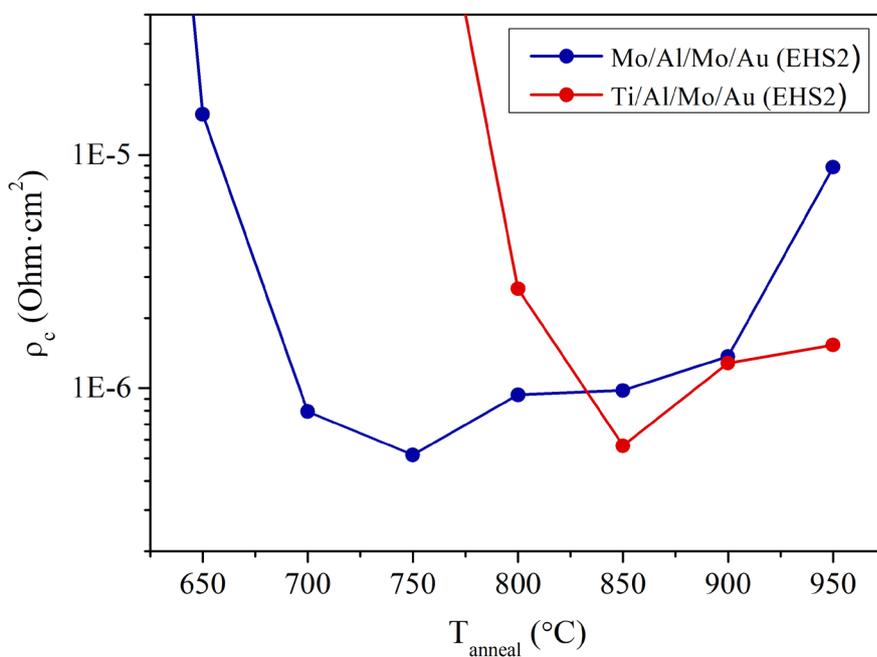
## 5.2 Зависимость электрических параметров от температуры отжига

Для начала были измерены зависимости электрических параметров ( $\rho_c$ ,  $R_c$ ,  $R_{sh}$ ,  $L_T$ ) от температуры отжига для контактов, сформированных на ЭГС2. На рисунке 85 представлены полученные зависимости. Видно, что для системы металлизации Mo/Al/Mo/Au контакт становится омическим после отжига при 650°C, а минимальные значения  $R_c \sim 0.17\text{--}0.19 \text{ Ом} \cdot \text{мм}$  и  $\rho_c \sim (5.0\text{--}9.5) \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$  достигаются в диапазоне температур от 700 до 900°C. Для системы металлизации Ti/Al/Mo/Au контакт начинает демонстрировать линейную ВАХ после отжига при 800°C. Следует отметить, что для обеих систем металлизаций достигаются минимальные значения контактного сопротивления

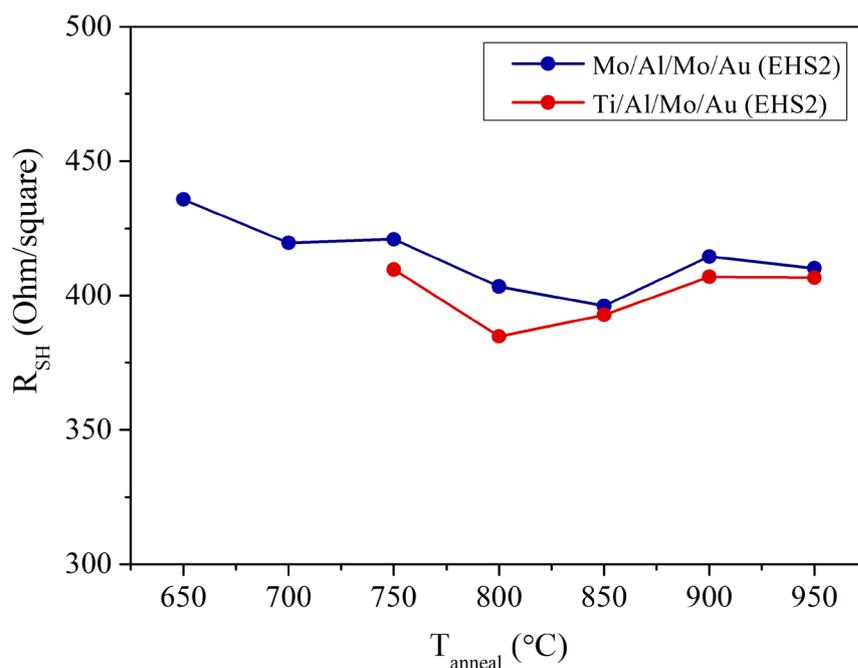
одного и того же уровня. Исходя из полученных результатов для дальнейшего исследования механизма токопереноса из образцов, изготовленных к ЭГС2, были выбраны 5 контактов на основе Mo/Al/Mo/Au, отожженные при 650, 700, 800, 900 и 950 °С, и 3 контакта на основе Ti/Al/Mo/Au, отожженные при 800, 850 и 950 °С. К ЭГС2 было выбрано 2 контакта на основе систем металлизаций Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au, которые отжигались при оптимальных температурах 800 и 850°С, соответственно.



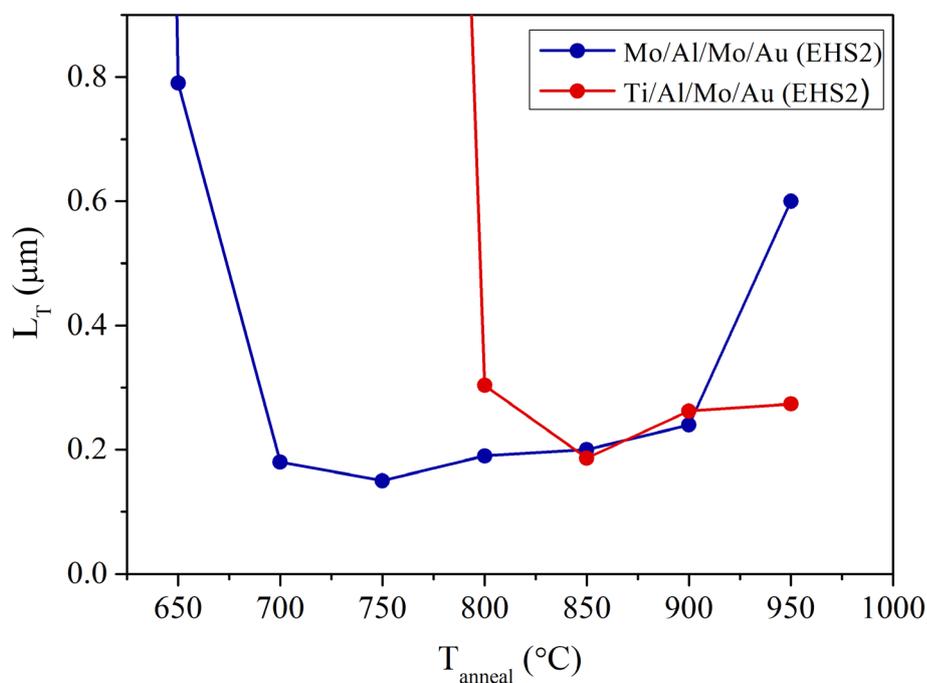
a



b



c



d

Рисунок 85 – Зависимости электрических параметров контактов ( $R_c$  (a),  $\rho_c$  (b),  $R_{sh}$  (c),  $L_T$  (d)) на основе Mo/Al/Mo/Au и Ti/AlMo/Au к ЭГС2 от температуры отжига

### 5.3 Зависимость слоевого сопротивления под контактами от температуры окружающей среды

Как было показано в работе [33], зависимость  $R_{sk}$  от температуры окружающей среды  $T$  может существенно отличаться от таковой для  $R_{sh}$ . Для проверки этого при исследовании механизма токопереноса в изготовленных контактах были использованы тестовые структуры для определения  $R_{sk}$  модифицированным методом Sawdai, которые

были представлены во 2 главе данной диссертационной работы. Необходимо отметить, что для каждого образца были проведены измерения не менее 11 тестов, расположенных рядом, которые продемонстрировали очень близкие значения электрических параметров. В дальнейшем на графиках представлены зависимости усредненных величин для каждого образца.

На рисунках 86 и 87 представлены измерения зависимости  $R_{sm}$ ,  $R_{sh}$ ,  $R_{sk}$ ,  $\rho_c$ , и  $L_T$  от температуры окружающей среды для двух образцов, на основе контактов Mo/Al/Mo/Au (800 °C) и Ti/Al/Mo/Au (850 °C) к ЭГС1 соответственно. Зависимости  $R_{sm}(T)$  отслеживались для проверки равномерности нагрева образцов во время измерений. Как видно, зависимости для обеих металлизаций хорошо ложатся на прямые (рисунки 86, *a* и 87, *a*). Исходя из этого можно сделать вывод о корректности проведенного температурного эксперимента. Измеренные зависимости  $R_{sh}$ ,  $R_{sk}$  от температуры окружающей среды  $T$  приведены на рисунках 86, *b* и 87, *b*. Как видно, температурные зависимости  $R_{sh}$  и  $R_{sk}$  демонстрируют одинаковое поведение. Значения  $R_{sk}$  оказались несколько ниже по сравнению с  $R_{sh}$  и составляли ~90 % от его величины. Нужно отметить, что наличие такого небольшого различия между  $R_{sh}$  и  $R_{sk}$  практически не влияет на поведение зависимостей  $\rho_c$  от  $T$ , как видно из рисунков 86, *c* и 87, *c* – две зависимости  $\rho_c(T)$ , измеренные при условиях  $R_{sh}=R_{sk}$  и  $R_{sh}\neq R_{sk}$  практически совпадают. Для структур ЭГС2 также выборочно для некоторых температур окружающей среды оценивалось соотношение  $R_{sk}/R_{sh}$  для образцов контактов Mo/Al/Mo/Au (800 °C) и Ti/Al/Mo/Au (850 °C). Данная оценка осложнялась малыми значениями  $L_T$  для полученных контактов, однако она позволила сделать вывод, что отклонение  $R_{sh}$  от  $R_{sk}$  также не велико. По этой причине в дальнейшем измерения  $\rho_c(T)$  проводились методом TLM, а разницей в слоевых сопротивлениях  $R_{sh}$  и  $R_{sk}$  пренебрегалось.

На рисунках 86, *d* и 87, *d* дополнительно приведены зависимости  $L_T$ , как видно они убывают с ростом температуры и также достаточно близки для разных условий измерения ( $R_{sh}=R_{sk}$  и  $R_{sh}\neq R_{sk}$ ).

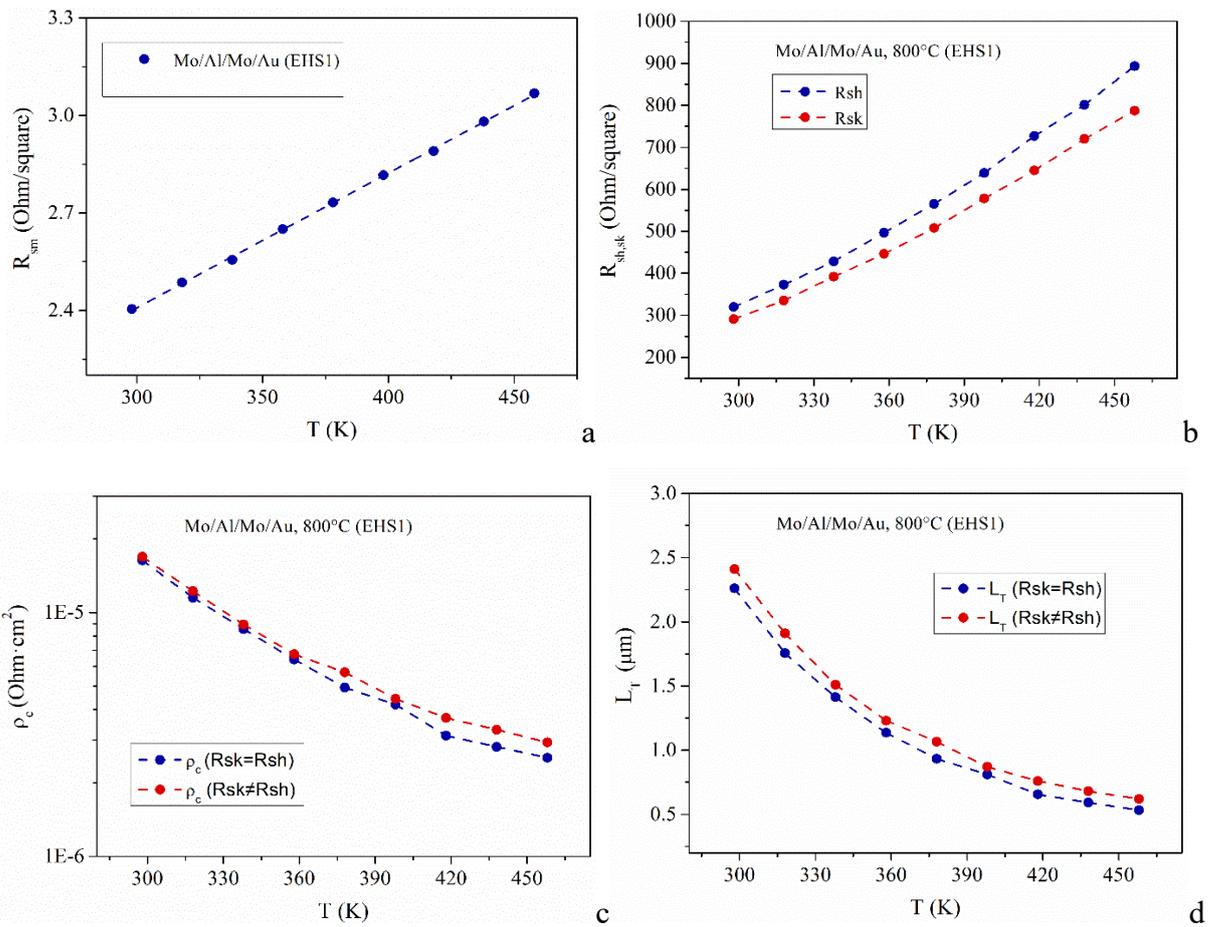
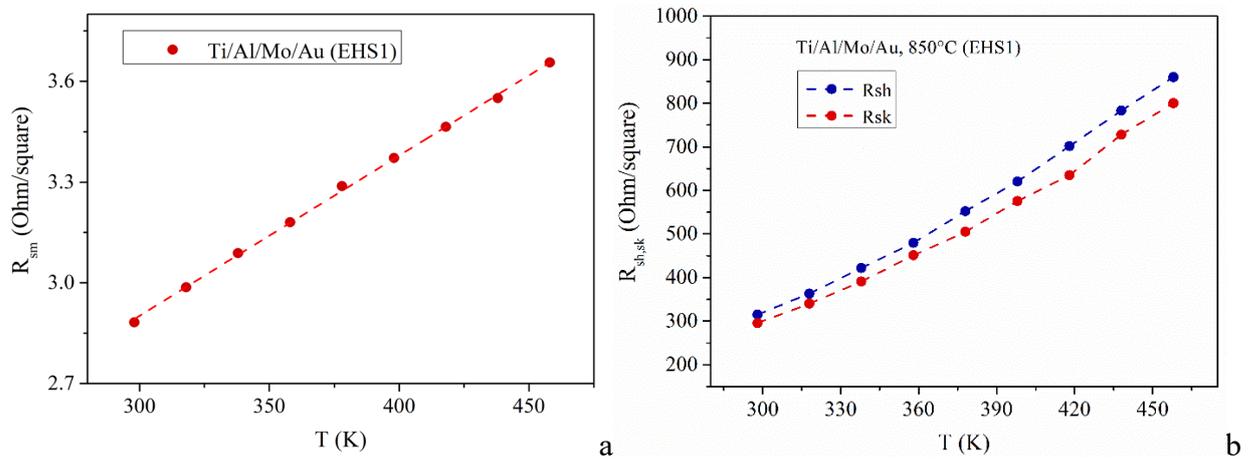


Рисунок 86 – Зависимости  $R_{sm}$ ,  $R_{sh}$ ,  $R_{sk}$ ,  $\rho_c$ , и  $L_T$  от температуры открывающей среды для образца на основе контакта Mo/Al/Mo/Au к ЭГС1 (800 °C)



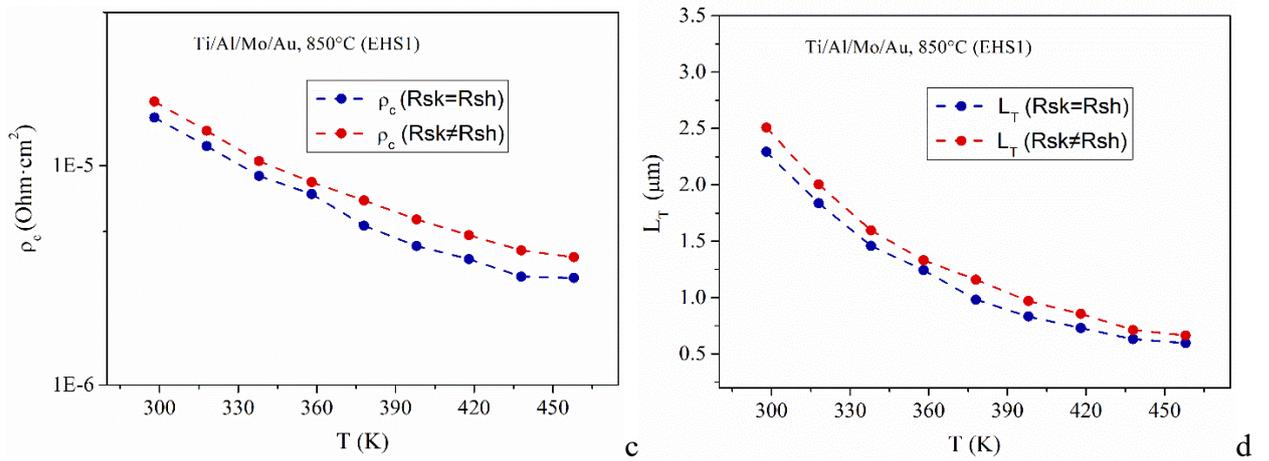


Рисунок 87 – Зависимости  $R_{sm}$ ,  $R_{sh}$ ,  $R_{sk}$ ,  $\rho_c$ , и  $L_T$  от температуры окружающей среды для образца на основе контакта Ti/Al/Mo/Au к ЭГС1 (850 °С)

Как было отмечено в работе [33], при температурах свыше 200 К из-за преобладания в ДЭГ рассеяния на оптических фононах изменение  $R_{sh}$  от  $T$  описывается следующим выражением:

$$R_{sh} = R_{sh0} \left(\frac{T_0}{T}\right)^\gamma = \frac{1}{qn_s} \left[\mu_0 \left(\frac{T}{T_0}\right)^\gamma\right]^{-1} \quad (30)$$

где,  $R_{sh0}$  и  $\mu_0$  – значения слоевого сопротивления и подвижности, соответственно, при  $T_0 = 300$  К, а  $\gamma$  – показатель степенной функции. В настоящей работе для всех исследованных образцов омических контактов, отоженных при разных температурах, было получено значение  $\gamma$  в диапазоне от  $-2.52$  до  $-2.35$ , что хорошо соотносится с данными для гетероструктур AlGaN/GaN, полученными в других работах, что в свою очередь является еще одним подтверждением корректности эксперимента. Полученные зависимости и их аппроксимации представлены на рисунке 88.

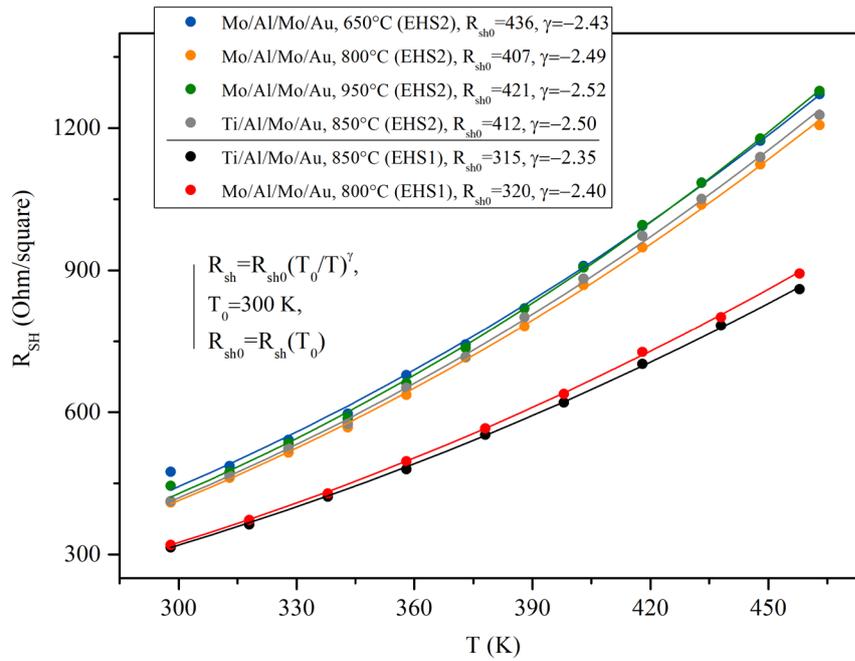


Рисунок 88 – Зависимости слоевого сопротивления вне омического контакта от температуры окружающей среды для различных образцов

#### 5.4 Определение механизма токопереноса омических контактов

На рисунке 89 и 90 представлены измеренные зависимости электрических параметров омических контактов на основе систем Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au от температуры окружающей среды.

Измеренные зависимости контактного сопротивления от температуры аппроксимировались зависимостью в приближении термо-полевой эмиссии [27]:

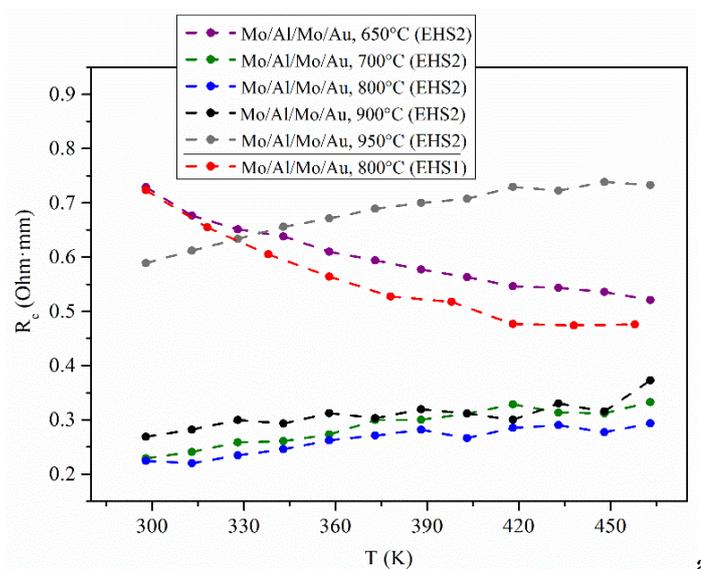
$$\rho_c = \frac{1}{qA^*} \cdot \frac{k^2}{\sqrt{\pi(\Phi_B + E_n)E_{00}}} \cdot \cosh\left(\frac{E_{00}}{kT}\right) \cdot \sqrt{\coth\left(\frac{E_{00}}{kT}\right) \exp\left(\frac{\Phi_B - E_n}{E_0} - \frac{E_n}{kT}\right)}, \quad (31)$$

$$E_{00} = \frac{qh}{4\pi} \sqrt{\frac{N_D}{m_n^* \epsilon_s \epsilon_0}}, \quad (32)$$

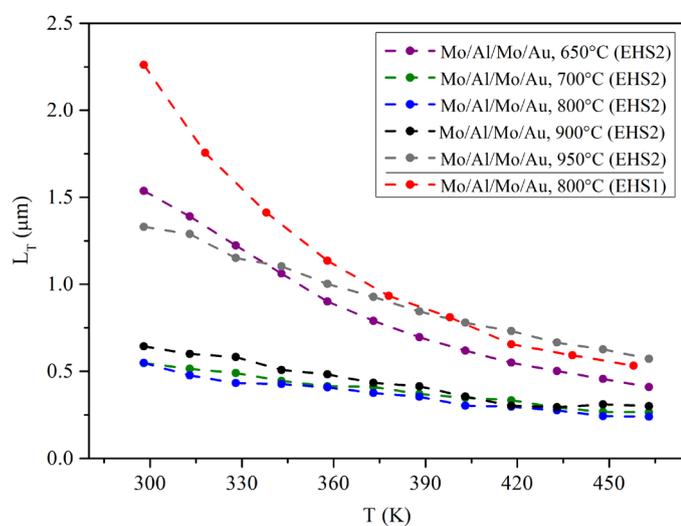
$$E_0 = E_{00} \coth\left(\frac{E_{00}}{kT}\right), \quad (33)$$

где  $A^*$  – константа Ричардсона;  $h$  – постоянная Планка;  $q$  – заряд электрона;  $k$  – константа Больцмана;  $\Phi_B$  – высота барьера Шоттки,  $E_{00}$  – параметр Стреттона-Падовани,  $E_n = E - F$ .

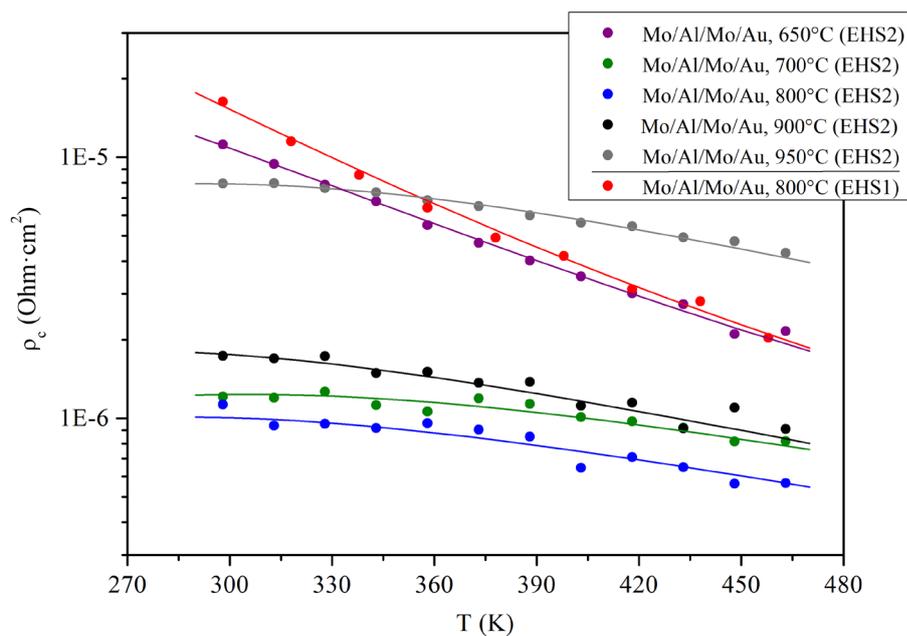
Соответствующие экспериментальные зависимости  $\rho_c(T)$  для образцов, отожженных при различных температурах, и их аппроксимации выражением (31) представлены на рисунке 89 и 90, а; вычисленные из аппроксимации параметры барьеров и полупроводника представлены в таблице 21.



a

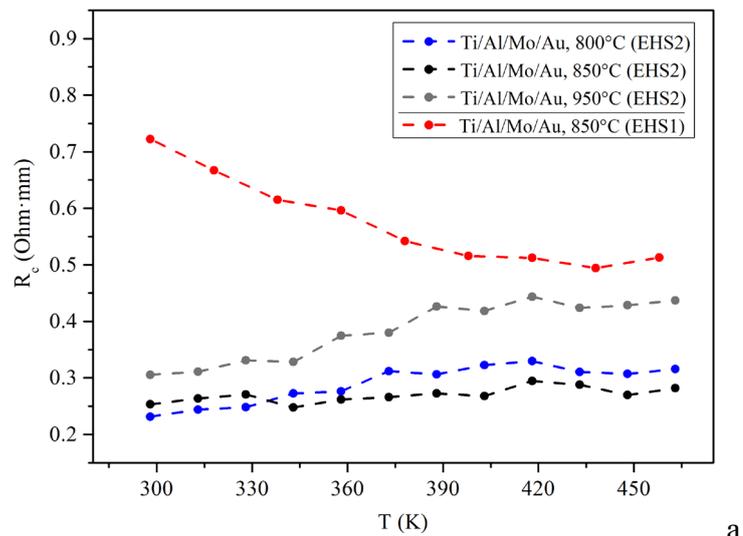


b

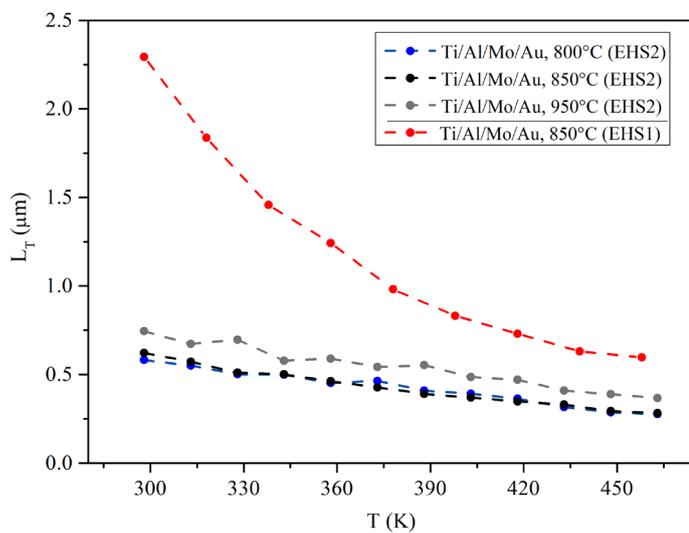


c

Рисунок 89 – Зависимости электрических параметров контактов ( $R_c$  (a),  $L_T$  (b),  $\rho_c$  (c)) на основе Mo/Al/Mo/Au от температуры окружающей среды. Линии на рисунке (c) – аппроксимация выражением (31)



a



b

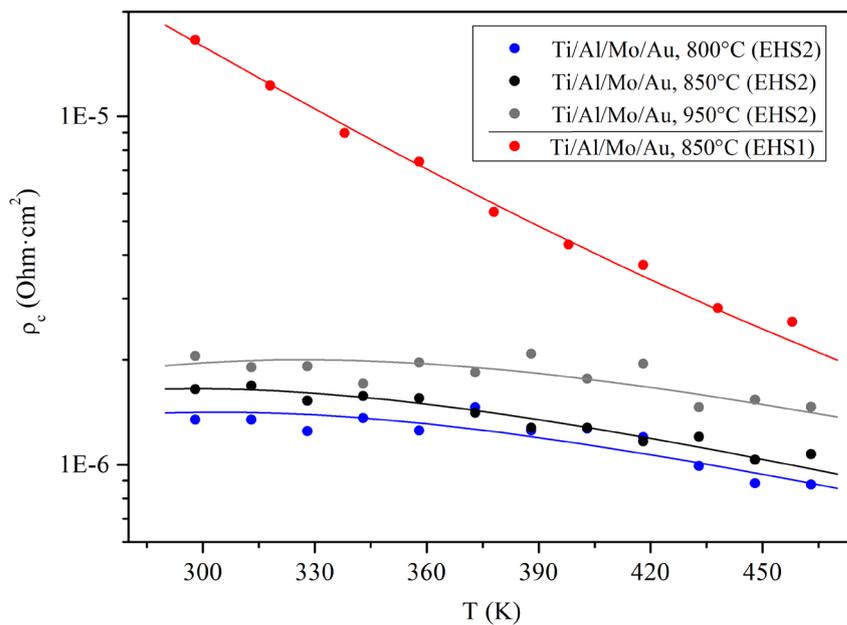


Рисунок 90 – Зависимости электрических параметров контактов ( $R_c$  (a),  $L_T$  (b),  $\rho_c$  (c)) на основе Ti/Al/Mo/Au от температуры окружающей среды. Линии на рисунке (c) – аппроксимация выражением (31)

Исходя из полученных результатов можно заключить: для контакта Mo/Al/Mo/Au также, как и для референсного образца Ti/Al/Mo/Au наблюдается термополевой механизм токопереноса; при увеличении температуры отжига наблюдается увеличение подлегирования барьерного слоя AlGaN и уменьшение толщины барьера, что ведет к увеличению туннельного тока, при этом высота барьера остается практически постоянной составляет примерно 0.35–0.39 эВ. Для контакта, отожженного при температуре 900 °C наблюдается дальнейшее подлегирование, однако при этом увеличивается высота барьера до 0.489 эВ, что, возможно, приводит к ухудшению характеристик. Данный факт хорошо согласуется с результатами, полученными с помощью ПЭМ – присутствием слоя с повышенной концентрацией золота и алюминия вблизи границы раздела.

Необходимо отметить, что для образцов омических контактов, сформированных на ЭГС1 расчетный уровень легирования оказался несколько ниже при одинаковых условиях формирования контактов с ЭГС2, данное расхождение объясняется присутствием в ЭГС1 слоя AlN, который является дополнительным барьером для электронов, что приводит к занижению концентрации доноров в AlGaN при аппроксимации с использованием выражения для однобарьерной модели (31).

Таблица 21 – Расчетные параметры аппроксимации

	Ti_850	Mo_800	Ti_800	Ti_850	Ti_950	Mo_650	Mo_700	Mo_800	Mo_900	Mo_950
	ЭГС1		ЭГС2							
$x_{Al}$	0.28		0.30							
$m^*/m_0$	0.256		0.260							
$A^*$ , $A/(cm^2K^2)$	30.78		31.26							
$N_D$ , $cm^{-2}$	5.00E18	4.70E18	1.55E19	1.50E19	1.80E19	6.50E18	1.45E19	1.35E19	1.25E19	1.60E19
$\Phi_B$ , эВ	0.315	0.307	0.389	0.389	0.446	0.329	0.381	0.340	0.353	0.489

Необходимо отметить, что механизм наблюдаемого подлегирования до конца не понятен и не может быть объяснен исходя из имеющихся экспериментальных результатов – уровень «созданных» в процессе отжига в AlGaN мелких доноров (менее 0,1 ат %) находится ниже предела обнаружения используемых методов. В работе [85] авторы указывают на наличие для системы Ti/Al/Mo/Au реакции обмена Al из образующейся фазы  $Al_xMo_y$  с Ga, диффундирующим из AlGaN на всю толщину металлической пленки, с последующим образованием соединения  $GaMo_3$ , протекающей параллельно образованию фазы TiN. В результате ухода Ga в полупроводнике образуются вакансии Ga, что нарушает зарядовое равновесие в решетке. Чтобы снять дисбаланс, близлежащие атомы N переходят

в свободные позиции в подрешетке Ga, создавая вакансии N. В результате, под контактом образуются сильнолегированные области, приводящие к увеличению туннельной составляющей тока и соответственно уменьшению контактного сопротивления в сравнении с Ti/Al/Ni/Au. Можно предположить, что этот процесс может являться основным в случае формирования контакта на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au. Отметим, что проведенный ЭДС анализ состава зерен не позволил оценить содержание Ga в металлизации, из-за наличия фоновой концентрации последнего по причине подготовки образцов с использованием сфокусированного Ga пучка.

#### 5.4 Обсуждение

Показано, что для неплавляемых контактов на основе Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au слоевое сопротивление ДЭГ под контактами незначительно отличается слоевого сопротивления гетероструктуры вне контактных площадок (не более чем на 10%).

Исходя из полученных результатов можно заключить: для контакта Mo/Al/Mo/Au также, как и для референсного образца Ti/Al/Mo/Au наблюдается термополевой механизм токопереноса; при увеличении температуры отжига наблюдается увеличение подлегирования барьерного слоя AlGaN и уменьшение толщины барьера, что ведет к увеличению туннельного тока, при этом высота барьера остается постоянной и составляет примерно 0.35–0.39 эВ. Для контакта, отожженного при температуре 900 °C наблюдается дальнейшее подлегирование, однако при этом увеличивается высота барьера до 0.489 эВ, что, возможно, приводит к ухудшению характеристик.

Исходя из полученных результатов можно сделать вывод, что дальнейшее улучшение электрических характеристик рассмотренных контактов на основе Mo/Al/Mo/Au возможно двумя путями: дополнительное подлегирование или утонение широкозонного барьерного слоя.

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

В заключение стоит пречислить основные результаты, полученные в работе:

1. Разработана технология формирования омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к нелегированным гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ . Найдено оптимальное соотношение толщин слоев системы металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм) и подобран оптимальный температурно-временной режим отжига омических контактов к нелегированным гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  на основе этой системы, что позволило получать контакты с переходным контактным сопротивлением до  $4.7 \cdot 10^{-7}$  Ом·см<sup>2</sup> (контактное сопротивление 0.14 Ом·мм), гладкой морфологией поверхности и ровной кромкой контакта.

3. Отработаны и рекомендованы технологические режимы: обработки поверхности  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ , напыления металлических пленок (методами магнетронного, термического и электронно-лучевого испарения), быстрого термического отжига.

4. Впервые показано, что при изменении общей толщины металлизации Mo/Al/Mo/Au с сохранением соотношения толщин слоев металлов (1x/5x/5.5x/5x) сохраняется величина минимального переходного контактного сопротивления; с увеличением толщин слоев металлов наблюдается уменьшение минимальной температуры отжига, необходимой для получения минимального контактного сопротивления. Наиболее широкий диапазон температур отжига – от 700 до 900 °С – наблюдался для исходной системы Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм).

5. Морфология изготовленного омического контакта на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au (10/50/55/50 нм) к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  позволила использовать его металлизацию для формирования знаков совмещения при проведении процессов электронной литографии.

6. Впервые исследована микроструктура омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ , изготовленных при различных температурах отжига. Показано, что наличие слоя Au играет определяющую роль при формировании омического контакта.

7) Впервые установлено, что при использовании в качестве верхнего слоя в системе металлизации Mo/Al/Mo/x металлов подгруппы меди (Cu, Ag, Au) с увеличением их атомного номера наблюдается существенное улучшение контактного сопротивления, вместе с тем контакты, изготовленные с использованием металлов соседней подгруппы никеля (Ni, Pd, Pt) демонстрируют сильно нелинейные вольт-амперные характеристики вне зависимости от атомного номера металла.

5) Впервые проведено сравнение методов измерения слоевого сопротивления ДЭГ под омическим контактом к гетероструктуре  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$  и предложен оптимальный подход к измерению слоевого сопротивления ДЭГ под омическим контактом к гетероструктуре  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ , основанный на совмещении измерений слоевого сопротивления металлизации, измерений слоевого сопротивления ДЭГ вне контакта методом TLM и измерений методом, основанном на определении сопротивления протеканию тока через набор полосковых омических контактов в зависимости от длины полосков, а также результаты сравнения данного подхода со стандартными методами, основанными на определении остаточного сопротивления.

6. Показано, что для неплавляемых контактов на основе Mo/Al/Mo/Au и Ti/Al/Mo/Au слоевое сопротивление ДЭГ под контактами незначительно отличается слоевого сопротивления гетероструктуры вне контактных площадок (не более чем на 10%).

7. Впервые исследован механизм токопереноса через омический контакт на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$  и проведено сравнение полученных результатов с контактом на основе системы Ti/Al/Mo/Au. Экспериментально получены и теоретически объяснены температурные зависимости переходного контактного сопротивления в диапазоне температур 300 – 473 К для контактов, полученных при различных температурах отжига. Полученные результаты позволили сделать вывод о термополевой природе токопереноса.

## **БЛАГОДАРНОСТИ**

В заключение выражаю благодарность своему научному руководителю С.И. Диденко за предоставленную возможность заниматься научной работой, за постоянную поддержку, а также внимание к выполнению данной работы. Выражаю огромную благодарность своим основным соавторам статей и коллегам в АО «НПП «Пульсар» нач. отдела А.А. Дорофееву, нач. лаб. Н.Б. Гладышевой, нач. лаб. А.В. Черных и нач. лаб. С.В. Черных за созданные благоприятные условия для проведения данной работы, за плодотворное обсуждение результатов и полезные критические замечания, а также ведущему инженеру Д.Б. Капрову за помощь в проведении технологических процессов. Кроме того, хочу выразить благодарность сотрудникам ЦКП «Материаловедение и металлургия» НИТУ МИСиС к.ф.-м.н Н.Ю. Табачковой, к.ф.-м.н К.Д. Щербачеву и к.ф.-м.н Д.А. Подгорному за неоценимую помощь в проведении исследований микроструктуры исследуемых омических контактов и обсуждение полученных результатов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бланк, Т. В. Механизмы протекания тока в омических контактах металл—полупроводник / Т. В. Бланк, Ю. А. Гольдберг // Физика и техника полупроводников. – 2007. – Т. 41. – №. 11. – С. 1281–1308.
2. Grabowski, S. P. Electron affinity of  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  (0001) surfaces / S. P. Grabowski, M. Schneider, H. Nienhaus, W. Mönch, R. Dimitrov, O. Ambacher, M. Stutzmann // Applied Physics Letters. – 2001. – Т. 78. – №. 17. – P. 2503-2505.
3. Lee, M. L. Nonalloyed Cr/Au-based Ohmic contacts to n-GaN / M. L. Lee, J. K. Sheu, C. C. Hu // Applied Physics Letters, 91(18). – 2007. – V. 91. – №. 18. – P. 182106.
4. Yafune, N. Low-resistivity V/Al/Mo/Au ohmic contacts on AlGaN/GaN annealed at low temperatures / N. Yafune, M. Nagamori, H. Chikaoka, F. Watanabe, K. Sakuno, M. Kuzuhara // Japanese Journal of Applied Physics. – 2010. – V. 49. – №. 4S. – P. 04DF10.
5. Malmros, A. Electrical properties, microstructure, and thermal stability of Ta-based ohmic contacts annealed at low temperature for GaN HEMTs / A. Malmros, H. Blanck, N. Rorsman // Semiconductor Science and Technology. – 2011. – V. 26. – №. 7. – P. 075006.
6. 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 // World Academy of Science, Engineering and Technology, International Journal of Electrical, Computer, Energetic, Electronic and Communication Engineering. – 2012. – V. 6. – №. 9. – P. 957–960.
7. Lee, J. Low resistance Mo/Al/Mo/Au ohmic contact scheme to InAlN/AlN/GaN heterostructure / J. Lee, M. Yan, B. Ofuonye, J. Jang, X. Gao, S. Guo, I. Adesida // physica status solidi (a). – 2011. – V. 208. – №. 7. – P. 1538–1540.
8. Basu, A. Mo/Al/Mo/Au ohmic contact scheme for  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ /GaN high electron mobility transistors annealed at 500°C / A. Basu, F. M. Mohammed, S. Guo, B. Peres, I. Adesida // J. Vac. Sci. Technol. B. – 2006. – V. 24. – №. 2. – P. L16–L18.
9. Selvanathan, D. Comparative study of Ti/Al/Mo/Au, Mo/Al/Mo/Au, and V/Al/Mo/Au ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures / D. Selvanathan, F. M. Mohammed, A. Tesfayesus, I. Adesida // Journal of Vacuum Science & Technology B. – 2004. – V. 22. – №. 5. – P. 2409–2416.
10. Medjdoub, F. (2015). Gallium nitride (GaN): physics, devices, and technology. CRC Press.
11. Melton W. A. GaN growth on sapphire / W. A. Melton, J. I. Pankove // Journal of Crystal growth. – 1997. – V. 178. – №. 1-2. – P. 168-173.
12. Hageman, P. R. GaN growth on single-crystal diamond substrates by metalorganic chemical vapour deposition and hydride vapour deposition / P. R. Hageman, J. J. Schermer, P. K. Larsen // Thin Solid Films. – 2003. – V. 443. – №. 1. – P. 9–13.

13. Pomeroy, J. Achieving the best thermal performance for GaN-on-diamond / J. Pomeroy // IEEE Compound Semiconductor Integrated Circuit Symposium (CSICS). – 2013. – P 1-4.
14. Schmitz, A. C. Metal contacts to n-type GaN / A. C. Schmitz, A. T. Ping, M. A. Khan, Q. Chen, J. W. Yang, I. Adesida // Journal of Electronic Materials. – 1998. – V. 27. – №. 4. – P. 255–260.
15. Kim, D. W. Current conduction mechanism of Si/Ti-based Ohmic contacts to n-GaN / D. W. Kim, H. K. Baik // Applied Physics Letters. – 2000. – V. 77. – №. 7. – P. 1011–1013.
16. Mohammad, S. N. Contact mechanisms and design principles for alloyed ohmic contacts to n-GaN / S. N. Mohammad // Journal of applied physics. – 2004. – V. 95. – №. 12. – P. 7940–7953.
17. Iucolano, F. Correlation between microstructure and temperature dependent electrical behavior of annealed Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures / F. Iucolano, G. Greco, F. Roccaforte // Applied Physics Letters. – 2013. – V. 103. – №. 20. – P. 201604.
18. Wang, L. Differences in the reaction kinetics and contact formation mechanisms of annealed Ti/Al/Mo/Au Ohmic contacts on n-GaN and AlGaN/GaN epilayers / L. Wang, F. M. Mohammed, I. Adesida // Journal of applied physics. – 2007. – V. 101. – №. 1. – P. 013702.
19. Осипов, К. Ю. Формирование омических контактов Та/Ti/Al/Mo/Au к гетероструктуре AlGaN/AlN/GaN, выращенной на кремниевой подложке / К. Ю. Осипов, Л. Э. Великовский, В. А. Кагадей // Физика и техника полупроводников. – 2014. – Т. 48. – №. 3. – С. 402–406.
20. Karrer, U. Influence of crystal polarity on the properties of Pt/GaN Schottky diodes / U. Karrer, O. Ambacher, M. Stutzmann // Applied Physics Letters. – 2000. – V. 77. – №. 13. – P. 2012–2014.
21. Jang, H. W. Characterization of band bendings on Ga-face and N-face GaN films grown by metalorganic chemical-vapor deposition / H. W. Jang, J. H. Lee, J. L. Lee // Applied physics letters. – 2002. – V. 80. – №. 21. – P. 3955–3957.
22. Sumiya, M. Growth mode and surface morphology of a GaN film deposited along the N-face polar direction on c-plane sapphire substrate / M. Sumiya // Journal of Applied Physics. – 2000. – V. 88. – №. 2. – P. 1158–1165.
23. Chung, J. W. N-face GaN/AlGaN HEMTs fabricated through layer transfer technology / J. W. Chung, E. L. Piner, T. Palacios // IEEE Electron Device Letters. – 2009. – V. 30. – №. 2. – P. 113–116.
24. Shriki, A. Formation mechanism of gold-based and gold-free ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructure field effect transistors / A. Shriki, R. Winter, Y. Calahorra, Y. Kauffmann, G. Ankonina, M. Eizenberg, D. Ritter // Journal of applied physics. – 2017. – V. 121. – №. 6. – P. 065301.
25. Yu, A. Y. C. Electron tunneling and contact resistance of metal-silicon contact barriers / A. Y. C. Yu // Solid-State Electronics. – 1970. – V. 13. – №. 2. – P. 239–247.

26. Padovani, F. A. Field and thermionic-field emission in Schottky barriers / F. A. Padovani, R. Stratton // *Solid-State Electronics*. – 1966. – V. 9. – №. 7. – P. 695–707.
27. Liu, Y. Mechanisms of Ohmic Contact Formation and Carrier Transport of Low Temperature Annealed Hf/Al/Ta on In<sub>0.18</sub>Al<sub>0.82</sub>N/GaN-on-Si / Y. Liu, S. P. Singh, L. M. Kyaw, M. K. Bera, Y. J. Ngoo, H. R. Tan, S. Tripathy, G. Q. Lo, E. F. Chor // *ECS Journal of Solid State Science and Technology*. – 2015. – V. 4. – №2. – P. 30–35.
28. Qiao, D. Transport properties of the advancing interface ohmic contact to AlGaN/GaN heterostructures / D. Qiao, L. S. Yu, L. Jia, P. M. Asbeck, S. S. Lau, T. E. Haynes // *Applied physics letters*. – 2002. – V.80. – №6. – P. 992–994.
29. Liu, Z. H. Temperature dependence of Ohmic contact characteristics in AlGaN/GaN high electron mobility transistors from– 50 to 200 C / Z. H. Liu, S. Arulkumaran, G. I. Ng // *Applied Physics Letters*. – 2009. – V. 94. – №. 14. – P. 142105.
30. Li, Y. Conduction mechanism of non-gold Ta/Si/Ti/Al/Ni/Ta ohmic contacts in AlGaN/GaN high-electron-mobility transistors / Y. Li, G. I. Ng, S. Arulkumaran, G. Ye, C. M. M. Kumar, M. J. Anand, Z. H. Liu // *Applied Physics Express*. – 2015. – V. 8. – №4. – P. 041001.
31. Bardeen, J. Electrical conductivity of metals / J. Bardeen // *Journal of Applied Physics*. – 1940. – V. 11. – №. 2. – P. 88–111.
32. Zhang, J. Mechanism of Ti/Al/Ti/W Au-free ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures via pre-ohmic recess etching and low temperature annealing / J. Zhang, S. Huang, Q. Bao, X. Wang, K. Wei, Y. Zheng, W. Chen // *Applied Physics Letters*. – 2015. – V. 107. – №26. – P. 262109.
33. Hajłasz, M. Sheet resistance under Ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures / M. Hajłasz, J. J. T. M. Donkers, S. J. Sque, S. B. S. Heil, D. J. Gravesteijn, F. J. R. Rietveld, J. Schmitz // *Applied physics letters*. – 2014. – V. 104. – №24. – P. 242109.
34. Spera, M. Modification of the sheet resistance under Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts on AlGaN/GaN heterostructures / M. Spera, C. Miccoli, R. L. Nigro, C. Bongiorno, D. Corso, S. Di Franco, G. Greco // *Materials Science in Semiconductor Processing*. – 2018. – V. 78. – P. 111–117.
35. Huang, H. Analytical model for accurate extraction of metal-semiconductor ohmic contact parameters using a novel electrode-pair layout scheme / H. Huang, Z. Sun, F. Zhang, F. Li, Y. Cao, Y. Cai, B. Zhang // *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*. – 2019. – V. 108. – P. 197–201.
36. Foresi, J. S. Metal contacts to gallium nitride / J. S. Foresi, T. D. Moustakas // *Applied physics letters*. – 1993. – V. 62. – №. 22. – P. 2859–2861.

37. Ping, A. T. Ohmic contacts to n-type GaN using Pd/Al metallization / A. T. Ping, M. A. Khan, I. Adesida // *Journal of electronic materials*. – 1996. – V. 25. – № 5. – P. 819–824.
38. Lin, M. E. Low resistance ohmic contacts on wide band-gap GaN / M. E. Lin, Z. Ma, F. Huang, Z. F. Fan, L. H. Allen, H. Morkoc // *Applied Physics Letters*. – 1994. – V. 64. – №8. – P. 1003–1005.
39. Luther, B. P. Investigation of the mechanism for Ohmic contact formation in Al and Ti/Al contacts to n-type GaN / B. P. Luther, S. E. Mohny, T. N. Jackson, M. A. Khan, Q. Chen, J. W. Yang // *Applied Physics Letters*. – 1997. – V. 70. – №1. – P. 57–59.
40. Smith, L. L. Microstructure, electrical properties, and thermal stability of Al ohmic contacts to n-GaN / L. L. Smith, R. F. Davis, M. J. Kim, R. W. Carpenter, Y. Huang // *Journal of materials research*. – 1996. – V. 11. – №9. – P. 2257–2262.
41. Zhao, Z. M. Aluminum and GaN contacts on Si (111) and sapphire / Z. M. Zhao, R. L. Jiang, P. Chen, W. P. Li, D. J. Xi, S. Y. Xie, B. Shen, R. Zhang, Y. D. Zheng // *Applied Physics Letters* 2000. – V. 77. – №20. – P. 3140–3142.
42. Wu, C. I. Investigation of the chemistry and electronic properties of metal gallium nitride interfaces / C. I. Wu, A. Kahn // *Journal of Vacuum Science & Technology B*. – 1998. – V. 16. – №4. – P. 2218–2223.
43. Miller, S. Ohmic contacts to n-type GaN / S. Miller, P. H. Holloway // *Journal of Electronic Materials*. – 1996. – V. 25. – № 11. – P. 1709–1714.
44. Zhu, Y. Interface analysis of TiN/n-GaN Ohmic contacts with high thermal stability / Y. Zhu, R. Huang, Z. Li, H. Hao, Y. An, T. Liu, ... S. Ding // *Applied Surface Science*. – 2019. – V. 481. – P. 1148–1153.
45. Van Daele, B. The role of Al on Ohmic contact formation on n-type GaN and AlGaIn/GaN / B. Van Daele, G. Van Tendeloo, W. Ruythooren, J. Derluyn, M. R. Leys, M. Germain // *Applied Physics Letters*. – 2005. – V. 87. – № 6. – P. 061905.
46. Ruvimov, S. Microstructure of Ti/Al and Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts for n-GaN / S. Ruvimov, Z. Liliental-Weber, J. Washburn, K. J. Duxstad, E. E. Haller, Z. F. Fan, S. N. Mohammad, W. Kim, A. E. Botchkarev, H. Morkoc // *Applied Physics Letters*. – 1996. – V. 69. – № 11. – P. 1556–1558.
47. Luther, B. P. Titanium and titanium nitride contacts to n-type gallium nitride / B. P. Luther, S. E. Mohny, T. N. Jackson // *Semiconductor science and technology*. – 1998. – V. 13. – № 11. – P. 1322.
48. Liu, Q. Z. Study of contact formation in AlGaIn/GaN heterostructures / Q. Z. Liu, L. S. Yu, F. Deng, S. S. Lau, Q. Chen, J. W. Yang, M. A. Khan, // *Applied physics letters*. – 1997. – V. 71. – № 12. – P. 1658–1660.

49. Lin, Y. J. Schottky barrier height and nitrogen-vacancy-related defects in Ti alloyed Ohmic contacts to n-GaN / Y. J. Lin, Y. M. Chen, T. J. Cheng, Q. Ker // *Journal of applied physics*. – 2004. – V. 95. – №. 2. – P. 571–575.
50. Dobos, L. Structural and electrical properties of Au and Ti/Au contacts to n-type GaN / L. Dobos, B. Pécz, L. Tóth, Z. J. Horvath, Z. E. Horvath, B. Beaumont, Z. Bougrioua // *Vacuum*. – 2008. – V. 82. – №. 8. – P. 794–798.
51. Qin, Z. X. Study of Ti/Au, Ti/Al/Au, and Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts to n-GaN / Z. X. Qin, Z. Z. Chen, Y. Z. Tong, X. M. Ding, X. D. Hu, T. J. Yu, G. Y. Zhang // *Applied Physics A*. – 2004. – V. 78. – №. 5. – P. 729–731.
52. Ruvimov, S. Microstructure of Ti/Al ohmic contacts for n-AlGaIn / S. Ruvimov, Z. Liliental-Weber, J. Washburn, D. Qiao, S. S. Lau, P. K. Chu // *Applied physics letters*. – 1998. – V. 73. – №. 18. – P. 2582–2584.
53. El-Zammar, G. A simple non-recessed and Au-free high quality Ohmic contacts on AlGaIn/GaN: The case of Ti/Al alloy / G. El-Zammar, A. Yvon, W. Khalfaoui, M. Nafouti, F. Cayrel, E. Collard, D. Alquier // *Materials Science in Semiconductor Processing*. – 2018. – V. 78. – P. 107–110.
54. Qiao, D. Low resistance ohmic contacts on AlGaIn/GaN structures using implantation and the “advancing” Al/Ti metallization / D. Qiao, Z. F. Guan, J. Carlton, S. S. Lau, G. J. Sullivan // *Applied physics letters*. – 1999. – V. 74. – №. 18. – P. 2652–2654.
55. Tan, L. S. Formation of Ti/Al ohmic contacts on Si-doped GaN epilayers by low temperature annealing / L. S. Tan, S., Ng, K. M. Prakash, A. Ramam, S. J. Chua, A. T. S. Wee, S. L. Lim // *Semiconductor Science and Technology*. – 2000. – V. 15. – №. 6. – P. 585.
56. Kwak, J. S. Low resistance Al/Ti/n-GaN ohmic contacts with improved surface morphology and thermal stability / J. S. Kwak, S. E. Mohny, J. Y. Lin, R. S. Kern // *Semiconductor Science and Technology*. – 2000. – V. 15. – №. 7. – P. 756.
57. Murai, S. Effect of Pd or Pt addition to Ti/Al ohmic contact materials for n-type AlGaIn / S. Murai, H. Masuda, Y. Koide, M. Murakami // *Applied physics letters*. – 2002. – V. 80. – №. 16. – P. 2934–2936.
58. Bright, A. N. A transmission electron microscopy study of microstructure evolution with increasing anneal temperature in Ti/Al ohmic contacts to n-GaN / A. N. Bright, D. M. Tricker, C. J. Humphreys, R. Davies // *Journal of electronic materials*. – 2001. – V. 30. – №. 3. – P. L13–L16.
59. Gasser, S. M. Reaction of aluminum-on-titanium bilayer with GaIn: Influence of the Al: Ti atomic ratio / S. M. Gasser, E. Kolawa, M. A. Nicolet // *Journal of electronic materials*. – 1999. – V. 28. – №. 8. – P. 949–954.

60. Yoshida, T. Role of thin Ti layer in formation mechanism of low temperature-annealed Ti/Al-based ohmic contact on AlGaIn/GaN heterostructure / T. Yoshida, T. Egawa // *Semiconductor Science and Technology*. – 2018. – V. 33. – №. 7. – P. 075006.
61. Tokuda, H. Role of Al and Ti for ohmic contact formation in AlGaIn/GaN heterostructures / H. Tokuda, T. Kojima, M. Kuzuhara // *Applied Physics Letters*. – 2012. – V. 101. – №. 26. – P. 262104.
62. Kojima, T. Comparison of 2DEG density and mobility increase by annealing AlGaIn/GaN heterostructures deposited with Ti/Al, Ti/Au, V/Au, and Ni/Au / T. Kojima, H. Tokuda, M. Kuzuhara // *physica status solidi (c)*. – 2013. – V. 10. – №. 11. P. 1405–1408.
63. Nozaki, M. Synchrotron radiation X-ray photoelectron spectroscopy of Ti/Al ohmic contacts to n-type GaN: Key role of Al capping layers in interface scavenging reactions / M. Nozaki, J. Ito, R. Asahara, S. Nakazawa, M. Ishida, T. Ueda, ... H. Watanabe // *Applied Physics Express*. – 2016. – V. 9. – №. 10. – P. 105801.
64. Fan, Z. Ohmic contacts and Schottky barriers to n-GaN / Z. Fan, S. N. Mohammad, W. Kim, Ö. Aktas, A. E. Botchkarev, K. Suzue, H. Morkoç, K. Duxstad, E. E. Haller // *Journal of Electronic Materials*. – 1996. – V. 25. – №. 11. – P. 1703–1708.
65. Lee, C. T. Long-term thermal stability of Ti/Al/Pt/Au Ohmic contacts to n-type GaN / C. T. Lee, H. W. Kao // *Applied Physics Letters*. – 2000. – V. 76. – №. 17. – P. 2364–2366.
66. Boudart, B. Comparison between TiAl and TiAlNiAu ohmic contacts to n-type GaN / B. Boudart, S. Trassaert, X. Wallart, J. C. Pesant, O. Yaradou, D. Théron, Y. Crosnier, H. Lahreche, F. Omnes // *Journal of electronic materials*. – 2000. – V. 29. – №. 5. – P. 603–606.
67. Kim, K. H. Investigation of Ta/Ti/Al/Ni/Au ohmic contact to AlGaIn/GaN heterostructure field-effect transistor / K. H. Kim, C. M. Jeon, S. H. Oh, J. L. Lee, C. G. Park, J. H. Lee, K. S. Lee, Y. M. Koo // *Journal of Vacuum Science & Technology B*. – 2005. – V. 23. – №. 1. – P. 322–326.
68. Papanicolaou, N. A. Reliable Ti/Al and Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts to n-type GaN formed by vacuum annealing / N. A. Papanicolaou, M. V. Rao, J. Mittereder, W. T. Anderson // *Journal of Vacuum Science & Technology B*. – 2001. – V. 19. – №. 1. – P. 261–267.
69. Bright, A. N. Correlation of contact resistance with microstructure for Au/Ni/Al/Ti/AlGaIn/GaN ohmic contacts using transmission electron microscopy / A. N. Bright, P. J. Thomas, M. Weyland, D. M. Tricker, C. J. Humphreys, R. Davies, // *Journal of Applied Physics*. – 2001. – V. 89. – №. 6. – P. 3143–3150.
70. Fay, M. W. Structural and electrical characterization of AuTiAlTi/AlGaIn/GaN ohmic contacts / M. W. Fay, G. Moldovan, P. D. Brown, I. Harrison, J. C. Birbeck, B. T. Hughes, M. J. Uren, T. Martin // *Journal of applied physics*. – 2002. – V. 92. – №. 1. – P. 94–100.

71. Desmaris, V. Transmission electron microscopy assessment of the Si enhancement of Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts to undoped AlGaIn/GaN heterostructures / V. Desmaris, J. Y. Shiu, C. Y. Lu, N. Rorsman, H. Zirath, E. Y. Chang // *Journal of applied physics*. – 2006. – V. 100. – №. 3. – P. 034904.
72. Iucolano, F. Temperature dependence of the specific resistance in Ti/Al/Ni/Au contacts on n-type GaN / F. Iucolano, F. Roccaforte, A. Alberti, C. Bongiorno, S. Di Franco, V. Raineri // *Journal of applied physics*. – 2006. – V. 100. – №. 12. – P. 123706–123706.
73. Mohammed, F. M. The role of barrier layer on Ohmic performance of Ti/Al-based contact metallizations on AlGaIn/GaN heterostructures / F. M. Mohammed, L. Wang, I. Adesida, E. Piner // *Journal of applied physics*. – 2006. – V. 100. – №. 2. – P. 023708.
74. Macherzyński, W. Effect of annealing temperature on the morphology of ohmic contact Ti/Al/Ni/Au to n-AlGaIn/GaN heterostructures / W. Macherzyński, A. Stafiniak, A. Szyszka, J. Gryglewicz, B. Paszkiewicz, R. Paszkiewicz, M. Tłaczała // *Optica Applicata*. – 2009. – V. 39. – №. 4. – P. 673–679.
75. Xin, H. P. Optimization of AlGaIn/GaN HEMT ohmic contacts for improved surface morphology with low contact resistance / H. P. Xin, S. Poust, W. Sutton, D. Li, D. Lam, I. Smorchkova, R. Sandhu, B. Heying, J. Uyeda, M. Barsky, M. Wojtowicz // *CS MANTECH Conference, May 17th, Portland (USA)*. – 2010. – P. 149.
76. Gong, R. Analysis of surface roughness in Ti/Al/Ni/Au ohmic contact to AlGaIn/GaN high electron mobility transistors / R. Gong, J. Wang, S. Liu, Z. Dong, M. Yu, C. P. Wen, Y. Cai, B. Zhang // *Applied Physics Letters*. – 2010. – V. 97. – №. 6. – P. 062115.
77. Mahajan, S. S. Micro-structural evaluation of Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts with different Ti/Al thicknesses in AlGaIn/GaN HEMTs / S. S. Mahajan, A. Dhau, R. Laishram, S. Kapoor, S. Vinayak, B. K. Sehgal // *Materials Science and Engineering: B*. – 2014. – V. 183. – P. 47–53.
78. Jung, S. M. Investigation of V-Ti/Al/Ni/Au Ohmic contact to AlGaIn/GaN heterostructures with a thin GaN cap layer / S. M. Jung, C. T. Lee, M. W. Shin // *Semiconductor Science and Technology*. – 2015. – V. 30. – №. 7. – P. 075012.
79. Fontserè, A. Micro and nano analysis of 0.2  $\Omega$  mm Ti/Al/Ni/Au ohmic contact to AlGaIn/GaN / A. Fontserè, A. Pérez-Tomás, M. Placidi, J. Llobet, N. Baron, S. Chenot, Y. Cordier, J. C. Moreno, P. M. Gammon, M. R. Jennings, M. Porti, A. Bayerl, M. Lanza, M. Nafria // *Applied Physics Letters*. – 2011. – V. 99. – №. 21. – P. 213504.
80. Roccaforte, F. Nanoscale carrier transport in Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts on AlGaIn epilayers grown on Si (111) / F. Roccaforte, F. Iucolano, F. Giannazzo, A. Alberti, V. Raineri // *Applied physics letters*. – 2006. – V. 89. – №. 2. – P. 2103.

81. Kong, X. Role of Ti/Al relative thickness in the formation mechanism of Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts to AlGaIn/GaN heterostructures / X. Kong, K. Wei, G. Liu, X. Liu // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2012. – V. 45. – №. 26. – P. 265101.
82. Wang, L. Formation mechanism of Ohmic contacts on AlGaIn/GaN heterostructure: Electrical and microstructural characterizations / L. Wang, F. M. Mohammed, I. Adesida // *Journal of Applied Physics*. – 2008. – V. 103. – №. 9. – P. 93516–93516.
83. Jacobs, B. Optimisation of the Ti/Al/Ni/Au ohmic contact on AlGaIn/GaN FET structures / B. Jacobs, M. C. J. C. M. Kramer, E. J. Geluk, F. Karouta // *Journal of Crystal Growth*. – 2002. – V. 241. – №. 1. – P. 15–18.
84. Chen, Z. Z. Ohmic contact formation of Ti/Al/Ni/Au to n-GaN by two-step annealing method / Z. Z. Chen, Z. X. Qin, C. Y. Hu, X. D. Hu, T. J. Yu, Y. Z. Tong, X. M. Ding, G. Y. Zhang // *Materials Science and Engineering: B*. – 2004. – V. 111. – №. 1. – P. 36–39.
85. Chaturvedi, N. Mechanism of ohmic contact formation in AlGaIn/GaN high electron mobility transistors / N. Chaturvedi, U. Zeimer, J. Würfl, G. Tränkle // *Semiconductor Science and technology*. – 2006. – V. 21. – №. 2. – P. 175.
86. Piazza, M. Degradation of TiAlNiAu as ohmic contact metal for GaN HEMTs / M. Piazza, C. Dua, M. Oualli, E. Morvan, D. Carisetti, F. Wyczisk, // *Microelectronics Reliability*. – 2009. – V. 49. – №. 9. – P. 1222–1225.
87. Liao, S. Y. Crystallized ohmic contact effect in algan/gan high electron mobility transistor / S. Y. Liao, T. Chang, H. H. Hsu, C. H. Cheng, L. B. Chang, C. P. Cheng, T. C. Teng // *Japanese Journal of Applied Physics*. – 2013. – V. 52. – №. 8R. – P. 081001.
88. Yadav, Y. K. Reduced contact resistance and improved transistor performance by surface plasma treatment on ohmic regions in AlGaIn/GaN HEMT heterostructures / Y. K. Yadav, B. B. Upadhyay, M. Meer, S. Ganguly, D. Saha // *physica status solidi (a)*. – 2018. – V. 215. – №. 9. – P. 1700656.
89. Chen, D. Ohmic contact to AlGaIn/GaN HEMT with electrodes in contact with heterostructure interface / D. Chen, L. Wan, J. Li, Z. Liu, G. Li // *Solid-State Electronics*. – 2019. – V. 151. – P. 60–64.
90. Hou, M. Mechanism of Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts to AlGaIn/GaN heterostructures via laser annealing / M. Hou, G. Xie, K. Sheng // *Chinese Physics B*. – 2019. – V. 28. – №. 3. – P. 037302.
91. Kumar, V. Thermally-stable low-resistance Ti/Al/Mo/Au multilayer ohmic contacts on n-GaN / V. Kumar, L. Zhou, D. Selvanathan, I. Adesida, // *Journal of applied physics*. – 2002. – V. 92. – №. 3.

92. Selvanathan, D. Long-term thermal stability of Ti/Al/Mo/Au ohmic contacts on n-GaN / D. Selvanathan, L. Zhou, V. Kumar, I. Adesida, N. Finnegan // *Journal of electronic materials.* – 2003. – V. 32. – №. 5. – P. 335–340.
93. Gillespie, J. AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> ohmic contact resistance variations across epitaxial suppliers / J. Gillespie, A. Crespo, R. Fitch, G. Jessen, G. Via // *Solid-state electronics.* – 2005. – V. 49. – №. 4. – P. 670–672.
94. Mohammed, F. M. Ohmic contact formation mechanism of Ta/Al/Mo/Au and Ti/Al/Mo/Au metallizations on AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMTs / F. M. Mohammed, L. Wang, D. Selvanathan, H. Hu, I. Adesida // *Journal of Vacuum Science & Technology B.* – 2005. – V. 23. – №. 6. – P. 2330–2335.
95. Sun, Y. Comprehensive study of Ohmic electrical characteristics and optimization of Ti/Al/Mo/Au multilayer Ohmics on undoped AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> heterostructure / Y. Sun, X. Chen, L. F. Eastman // *Journal of applied physics.* – 2005. – V. 98. – №. 5. – P. 053701.
96. Selvanathan, D. Low resistance Ti/Al/Mo/Au ohmic contacts for AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> heterostructure field effect transistors / D. Selvanathan, L. Zhou, V. Kumar, I. Adesida // *Physica status solidi A applied research.* – 2002. – V. 194. – №. 2. – P. 583–586.
97. Papanicolaou, N. A. Cr/Al and Cr/Al/Ni/Au ohmic contacts to n-type Ga<sub>N</sub> / N. A. Papanicolaou, A. Edwards, M. V. Rao, J. Mittereder, W. T. Anderson // *Journal of Applied Physics.* – 2000. – V. 87. – №. 1. – P. 380–386.
98. Papanicolaou, N. A. High temperature characteristics of Ti/Al and Cr/Al ohmic contacts to n-type Ga<sub>N</sub> / N. A. Papanicolaou, K. Zekentes // *Solid-State Electronics.* – 2002. – V. 46. – №. 11. – P. 1975–1981.
99. Schweitz, K. O. Phase equilibria in transition metal Al-Ga-N systems and thermal stability of contacts to AlGa<sub>N</sub> / K. O. Schweitz, S. E. Mohny // *Journal of electronic materials.* – 2001. – V. 30. – №. 3. – P. 175–182.
100. Schweitz, K. O. V/Al/Pt/Au ohmic contact to n-AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> heterostructures / K. O. Schweitz, P. K. Wang, S. E. Mohny, D. Gotthold // *Applied physics letters.* – 2002. – V. 80. – P. 1954.
101. Readinger, E. D. Ohmic contacts to Al-rich n-AlGa<sub>N</sub> / E. D. Readinger, S. E. Mohny, G. Pribicko, J. H. Wang, K. O. Schweitz, U. Chowdhury, M. M. Wong, R. D. Dupuis, M. Pophristic, S. P. Guo // *Electronics Letters.* – 2002. – V. 38. – №. 20. – P. 1230–1231.
102. Wang, J. H. Vanadium-based ohmic contacts to n-type Al<sub>0.6</sub>Ga<sub>0.4</sub>N / J. H. Wang, S. E. Mohny, S. H. Wang, U. Chowdhury, R. D. Dupuis // *Journal of electronic materials.* – 2004. – V. 33. – №. 5. – P. 418–421.

- 103.** Tone, K. V/Al-based ohmic contact formation to n-GaN using low temperature annealing / K. Tone, H. Tokuda, M. Kuzuhara // *Future of Electron Devices, Kansai (IMFEDK)*, 2013 IEEE International Meeting for. – 2013. – P. 50–51.
- 104.** Miller, M. A. V/Al/V/Ag ohmic contacts to n-AlGaIn/GaN heterostructures with a thin GaN cap / M. A. Miller, S. E. Mohny // *Applied physics letters*. – 2007. – V. 91. – №. 1. – P. 2103.
- 105.** Schmid, A. Microstructure of V-based ohmic contacts to AlGaIn/GaN heterostructures at a reduced annealing temperature / A. Schmid, C. Schroeter, R. Otto, M. Schuster, V. Klemm, D. Rafaja, J. Heitmann // *Applied Physics Letters*. – 2015. – V. 106. – №. 5. – P. 053509.
- 106.** Pookpanratana, S. Intermixing and chemical structure at the interface between n-GaN and V-based contacts / S. Pookpanratana, R. France, M. Bär, L. Weinhardt, O. Fuchs, M. Blum, W. Yang, J. D. Denlinger, T. D. Moustakas, C. Heske // *Applied Physics Letters*. – 2008. – V. 93. – №. 17. – P. 172106.
- 107.** Nagata, N. Reduction of contact resistance in V-based electrode for high AlN molar fraction n-type AlGaIn by using thin SiN<sub>x</sub> intermediate layer / N. Nagata, T. Senga, M. Iwaya, T. Takeuchi, S. Kamiyama, I. Akasaki // *physica status solidi c*. – 2017. – V. 14. – №. 8. – P. 1600243.
- 108.** Mori, K. Low-ohmic-contact-resistance V-based electrode for n-type AlGaIn with high AlN molar fraction / K. Mori, K. Takeda, T. Kusafuka, M. Iwaya, T. Takeuchi, S. Kamiyama, ... H. Amano // *Japanese Journal of Applied Physics*. – 2016. – V. 55. – №. 5S. – P. 05FL03.
- 109.** France, R. Vanadium-based Ohmic contacts to n-AlGaIn in the entire alloy composition / R. France, T. Xu, P. Chen, R. Chandrasekaran, T. D. Moustakas // *Applied physics letters*. – 2007. – V. 90. – №. 6. – P. 062115.
- 110.** Qiao, D. Ta-based interface ohmic contacts to AlGaIn/GaN 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 // *Journal of Applied Physics*. – 2001. – V. 89. – №. 10. – P. 5543–5546.
- 111.** Lim, S. H. Microstructural evidence on electrical properties of Ta/Ti/Al and Ti/Ta/Al ohmic contacts to n-AlGaIn/GaN / S. H. Lim, J. Washburn, Z. Liliental-Weber, D. Qiao // *Applied Physics Letters*. – 2001. – V. 78. – №. 24. – P. 3797–3799.
- 112.** Greco, G. Nanoscale structural and electrical evolution of Ta-and Ti-based contacts on AlGaIn/GaN heterostructures / G. Greco, F. Giannazzo, F. Iucolano, R. L. Nigro, F. Roccaforte // *Journal of Applied Physics*. – 2013. – V. 114. – №. 8. – P. 083717.
- 113.** Erofeev, E. V. Low-Temperature Ta/Al-Based Ohmic Contacts to AlGaIn/GaN Heteroepitaxial Structures on Silicon Wafers / E. V. Erofeev, I. V. Fedin, V. V. Fedina, A. P. Fazleev // *Semiconductors*. – 2019. – V. 53. – №. 2. – P. 237–240.

114. Spera, M. Metal/Semiconductor Barrier Properties of Non-Recessed Ti/Al/Ti and Ta/Al/Ta Ohmic Contacts on AlGaN/GaN Heterostructures / M. Spera, G. Greco, R. Lo Nigro, S. Scalese, C. Bongiorno, M. Cannas, ... F. Roccaforte // *Energies*. – 2019. – V. 12. – №. 14. – P. 2655.
115. Ando, Y. Electron transport mechanism for ohmic contact to GaN/AlGaN/GaN heterostructure field-effect transistors / Y. Ando, K. Ishikura, Y. Murase, K. Asano, I. Takenaka, S. Takahashi, H. Takahashi, C. Sasaoka // *IEEE Transactions on Electron Devices*. – 2013. – V. 60. – №. 9. – P. 2788–2794.
116. Kumar, V. 0.25  $\mu\text{m}$  self-aligned AlGaN/GaN high electron mobility transistors / V. Kumar, D. H. Kim, A. Basu, I. Adesida, // *IEEE Electron Device Letters*. – 2008. – V. 29. – №. 1. – P. 18–20.
117. Seo, H. C. Interface analysis of Ti/Al/Ti/Au ohmic contacts with regrown  $\text{n}^+$ -GaN layers using molecular beam epitaxy / H. C. Seo, S. Sivaramakrishnan, J. M. Zuo, L. Pang, P. T. Krein, K. K. Kim // *Surface and Interface Analysis*. – 2011. – V. 43. – №. 13. – P. 1627–1631.
118. Chen, C. H. High-transconductance self-aligned AlGaN/GaN modulation-doped field-effect transistors with regrown ohmic contacts / C. H. Chen, S. Keller, G. Parish, R. Vetury, P. Kozodoy, E. L. Hu, S. P. Denbaars., U. K. Mishra, Y. Wu // *Applied physics letters*. – 1998. – V. 73. – №. 21. – P. 3147–3149.
119. Yoshida, S. A high-power AlGaN/GaN heterojunction field-effect transistor / S. Yoshida, H. Ishii, J. Li, D. Wang, M. Ichikawa // *Solid-State Electronics*. – 2003. – V. 47. – №. 3. – P. 589–592.
120. Heikman, S. Mass transport regrowth of GaN for ohmic contacts to AlGaN/GaN / S. Heikman, S. Keller, S. P. DenBaars, U. K. Mishra // *Applied Physics Letters*. – 2001. – V. 78. – №. 19. – P. 2876–2878.
121. Hong, S. J. Low-resistance Ohmic contacts for high-power GaN field-effect transistors obtained by selective area growth using plasma-assisted molecular beam epitaxy / S. J. Hong, K. K. Kim // *Applied physics letters*. – 2006. – V. 89. – №. 4. – P. 042101.
122. Saripalli, Y. N. Properties of III-N MOS structures with low-temperature epitaxially regrown ohmic contacts / Y. N. Saripalli, C. Zeng, J. P. Long, D. W. Barlage, M. A. L. Johnson, D. Braddock // *Journal of crystal growth*. – 2006. – V. 287. – №. 2. – P. 562–565.
123. Saripalli, Y. N. Transmission electron microscopy studies of regrown GaN Ohmic contacts on patterned substrates for metal oxide semiconductor field effect transistor applications / Y. N. Saripalli, L. Pei, T. Biggerstaff, S. Ramachandran, G. J. Duscher, M. A. L. Johnson, C. Zeng, K. Dandu, Y. Jin, D. W. Barlage // *Applied physics letters*. – 2007. – V. 90. – №. 20. – P. 204106.

- 124.** Seo, H. C. Ti-based nonalloyed Ohmic contacts for  $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}/\text{GaN}$  high electron mobility transistors using regrown  $\text{n}^+$ -GaN by plasma assisted molecular beam epitaxy / H. C. Seo, P. Chapman, H. I. Cho, J. H. Lee, K. K. Kim // *Applied Physics Letters*. – 2008. – V. 93. – №. 10. – P. 2102.
- 125.** Shinohara, K. 220 GHz  $f_T$  and 400GHz  $f_{\text{max}}$  in 40-nm GaN DH-HEMTs with re-grown ohmic / K. Shinohara, A. Corrion, D. Regan, I. Milosavljevic, D. Brown, S. Burnham, P. J. Willadsen, C. Butler, A. Schmitz, D. Wheeler, A. Fung, M. Micovic // *Electron Devices Meeting (IEDM), 2010 IEEE International*. – IEEE, 2010. – P. 30.1. 1–30.1. 4.
- 126.** Brown, D. F. W-band power performance of AlGaIn/GaN DHFETs with regrown  $\text{n}^+$  GaN ohmic contacts by MBE / D. F. Brown, A. Williams, K. Shinohara, A. Kurdoghlian, I. Milosavljevic, P. Hashimoto, R. Grabar, S. Burnham, C. Butler, P. Willadsen, M. Micovic. // *Electron Devices Meeting (IEDM), 2011 IEEE International*. – IEEE, 2011. – P. 19.3. 1–19.3. 4.
- 127.** Guo, J. Metal-face InAlN/AlN/GaN high electron mobility transistors with regrown ohmic contacts by molecular beam epitaxy / J. Guo, Y. Cao, C. Lian, T. Zimmermann, G. Li, J. Verma, X. Gao, S. Guo, P. Saunier, M. Wistey, D. Jena, H. (G.) Xing. // *physica status solidi (a)*. – 2011. – V. 208. – №. 7. – P. 1617–1619.
- 128.** Guo, J. MBE-Regrown Ohmics in InAlN HEMTs With a Regrowth Interface Resistance of 0.05 / J. Guo, G. Li, F. Faria, Y. Cao, R. Wang, J. Verma, X. Gao, S. Guo, E. Beam, A. Ketterson, M. Schuette, P. Saunier, M. Wistey, D. Jena, H. Xing // *IEEE Electron Device Letters*. – 2012. – V. 33. – №. 4. – P. 525–527.
- 129.** Yue, Y. InAlN/AlN/GaN HEMTs With Regrown Ohmic Contacts and of 370 GHz / Y. Yue, Z. Hu, J. Guo, B. Sensale-Rodriguez, G. Li, R. Wang, F. Faria, T. Fang, B. Song, X. Gao, S. Guo, T. Kosel, G. Snider, P. Fay, D. Jena, H. Xing. // *IEEE Electron Device Letters*. – 2012. – V. 33. – №. 7. – P. 988–990.
- 130.** Майборода, И. О. Селективный рост невжигаемых омических контактов к двумерному электронному газу в транзисторах с высокой подвижностью электронов на основе гетеропереходов GaN/AlGaIn методом молекулярнопучковой эпитаксии / И. О. Майборода, А. А. Андреев, П. А. Перминов, Ю. В. Федоров, М. Л. Занавескин // *Письма в ЖТФ*. – 2014. – Т. 40. – №. 11. – С. 80–86.
- 131.** Seo, H. C. Formation of Low-Resistance Ohmic Contact by Damage-Proof Selective-Area Growth of Single-Crystal  $\text{n}^+$ -GaN Using Plasma-Assisted Molecular Beam Epitaxy / H. C. Seo, S. J. Hong, P. Chapman, K. K. Kim // *Journal of Electronic Materials*. – 2008. – V. 37. – №. 5. – P. 635–640.

- 132.** Cao, X. A. Ultrahigh Si<sup>+</sup> implant activation efficiency in GaN using a high-temperature rapid thermal process system / X. A. Cao, C. R. Abernathy, R. K. Singh, S. J. Pearton, M. Fu, V. Sarvepalli, J. A. Sekhar, J. C. Zolper, D. J. Rieger, J. Han, T. J. Drummond, R. J. Shul, R. G. Wilson // *Applied physics letters*. – 1998. – V. 73. – №. 2. – P. 229–231.
- 133.** Placidi, M. Effects of cap layer on ohmic Ti/Al contacts to Si<sup>+</sup> implanted GaN / M. Placidi, A. Pérez-Tomás, A. Constant, G. Rius, N. Mestres, J. Millán, P. Godignon // *Applied Surface Science*. – 2009. – V. 255. – №. 12. – P. 6057–6060.
- 134.** Burn, J. Ultra-low resistive ohmic contacts on n-GaN using Si implantation / J. Burn, K. Chu, W. A. Davis, W. J. Schaff, L. F. Eastman, T. J. Eustis // *GaN*. – 1997. – V. 10. – P. 11.
- 135.** Yu, H. Ion implanted AlGaIn-GaN HEMTs with nonalloyed ohmic contacts / H. Yu, L. McCarthy, S. Rajan, S. Keller, S. Denbaars, J. Speck, U. Mishra // *IEEE electron device letters*. – 2005. – V. 26. – №. 5. – P. 283–285.
- 136.** Suita, M. Ion implantation doping for AlGaIn/GaN HEMTs / M. Suita, T. Nanjo, T. Oishi, Y. Abe, Y. Tokuda // *physica status solidi (c)*. – 2006. – V. 3. – №. 6. – P. 2364–2367.
- 137.** Nomoto, K. Remarkable reduction of on-resistance by ion implantation in GaN/AlGaIn/GaN HEMTs With low gate leakage current / K. Nomoto, T. Tajima, T. Mishima, M. Satoh, T. Nakamura // *IEEE Electron Device Letters*. – 2007. – V. 28. – №. 11. – P. 939–941.
- 138.** Zolper, J. C. Ion-implanted GaN junction field effect transistor / J. C. Zolper, R. J. Shul, A. G. Baca, R. G. Wilson, S. J. Pearton, R. A. Stall // *Applied physics letters*. – 1996. – V. 68. – №. 16. – P. 2273–2275.
- 139.** Wang, H. T. AlGaIn/GaN high electron mobility transistors with implanted ohmic contacts / H. T. Wang, L. S. Tan, E. F. Chor // *Thin Solid Films*. – 2007. – V. 515. – №. 10. – P. 4476–4479.
- 140.** Pei, Y. Deep submicron AlGaIn/GaN HEMTs with ion implanted source/drain regions and non-alloyed ohmic contacts / Y. Pei, F. Recht, N. Fichtenbaum, S. Keller, S. P. DenBaars, U. K. Mishra // *Electronics Letters*. – 2007. – V. 43. – №. 25. – P. 1466–1467.
- 141.** Pang, L. Breakdown voltage enhancement of AlGaIn/GaN high-electron-mobility transistors via selective-area growth for ohmic contacts over ion implantation / L. Pang, H. C. Seo, P. Chapman, I. Adesida, K. K. Kim // *Journal of electronic materials*. – 2010. – V. 39. – №. 5. – P. 499–503.
- 142.** Youn, C. J. Low-resistance ohmic contacts to AlGaIn/GaN heterostructure using Si/Ti/Al/Cu/Au multilayer metal scheme / C. J. Youn, K. Y. Kang // *Japanese Journal of Applied Physics*. – 2000. – V. 39. – №. 7R. – P. 3955.

- 143.** Mohammed, F. M. Noninterfacial-nitride formation ohmic contact mechanism in Si-containing Ti/Al/Mo/Au metallizations on AlGaN/GaN heterostructures / F. M. Mohammed, L. Wang, I. Adesida // *Appl. Phys. Lett.* – 2005. – V. 87. – №. 26. – P. 262111.
- 144.** Mohammed, F. M. First-layer Si metallizations for thermally stable and smooth Ohmic contacts for AlGaN/GaN high electron mobility transistors / F. M. Mohammed, L. Wang, I. Adesida // *Journal of Vacuum Science & Technology B.* – 2007. – V. 25. – №. 2. – P. 324–333.
- 145.** Cha, H. Y. Ohmic contact using the Si nano-interlayer for undoped-AlGaN/GaN heterostructures / H. Y. Cha, X. Chen, H. Wu, W. J. Schaff, M. G. Spencer, L. F. Eastman // *Journal of electronic materials.* – 2006. – V. 35. – №. 3. – P. 406–410.
- 146.** Desmaris, V. Low-resistance Si/Ti/Al/Ni/Au multilayer ohmic contact to undoped AlGaN/GaN heterostructures / V. Desmaris, J. Eriksson, N. Rorsman, H. Zirath // *Electrochemical and solid-state letters.* – 2004. – V. 7. – №. 4. – P. G72–G74.
- 147.** Yoon, S. Localized TiSi and TiN phases in Si/Ti/Al/Cu Ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures / S. Yoon, Y. Song, S. M. Lee, H. D. Lee, J. Oh // *Semiconductor Science and Technology.* – 2016. – V. 31. – №. 5. – P. 055002.
- 148.** Kobelev, A. A. Boron trichloride plasma treatment effect on ohmic contact resistance formed on GaN-based epitaxial structure / A. A. Kobelev, Y. V. Barsukov, N. A. Andrianov, A. S. Smirnov // *Journal of Physics: Conference Series.* – IOP Publishing, 2015. – V. 586. – №. 1. – P. 012013.
- 149.** Fujishima, T. Formation of low resistance ohmic contacts in GaN-based high electron mobility transistors with BCl<sub>3</sub> surface plasma treatment / T. Fujishima, S. Joglekar, D. Piedra, H. S. Lee, Y. Zhang, A. Uedono, T. Palacios // *Applied Physics Letters.* – 2013. – V. 103. – №. 8. – P. 083508.
- 150.** Jang, H. W. Effect of Cl<sub>2</sub> plasma treatment on metal contacts to n-type and p-type GaN / H. W. Jang, J. L. Lee // *Journal of The Electrochemical Society.* – 2003. – V. 150. – №. 9. – P. G513–G519.
- 151.** Li, L. K. Effects of surface plasma treatment on n-GaN ohmic contact formation / L. K. Li, L. S. Tan, E. F. Chor // *Journal of crystal growth.* – 2004. – V. 268. – №. 3. – P. 499–503.
- 152.** Cao, X. A. Effects of plasma treatment on the Ohmic characteristics of Ti/Al/Ti/Au contacts to n-AlGaN / X. A. Cao, H. Piao, S. F. LeBoeuf, J. Li, J. Y. Lin, H. X. Jiang // *Applied physics letters.* – 2006. – V. 89. – №. 8. – P. 82109–82500.
- 153.** Ping, A. T. The effects of reactive ion etching-induced damage on the characteristics of ohmic contacts to n-type GaN / A. T. Ping, Q. Chen, J. W. Yang, M. A. Khan, I. Adesida, // *Journal of electronic materials.* – 1998. – V. 27. – №. 4. – P. 261–265.

154. Wang, L. Direct contact mechanism of ohmic metallization to AlGaIn/GaN heterostructures via ohmic area recess etching / L. Wang, D. H. Kim, I. Adesida // *Applied Physics Letters*. – 2009. – V. 95. – №. 17. – P. 172107.
155. Ibbetson, J. P. Polarization effects, surface states, and the source of electrons in AlGaIn/GaN heterostructure field effect transistors / J. P. Ibbetson, P. T. Fini, K. D. Ness, S. P. DenBaars, J. S. Speck, U. K. Mishra // *Applied Physics Letters*. – 2000. – V. 77. – №. 2. – P. 250–252.
156. Singh, M. Examination of tunnel junctions in the AlGaIn/GaN system: consequences of polarization charge / M. Singh, Y. Zhang, J. Singh, U. Mishra // *Applied Physics Letters*. – 2000. – V. 77. – №. 12. – P. 1867–1869.
157. Buttari, D. Systematic characterization of Cl<sub>2</sub> reactive ion etching for improved ohmics in AlGaIn/GaN HEMTs / D. Buttari, A. Chini, G. Meneghesso, E. Zanoni, B. Moran, S. Heikman, N. Q. Zhang, L. Shen, R. Coffie, S. P. DenBaars, U. K. Mishra // *IEEE Electron Device Letters*. – 2002. – V. 23. – №. 2. – P. 76–78.
158. Wang, C. Optimization of ohmic contact for AlGaInGaN HEMT by introducing patterned etching in ohmic area / C. Wang, M. D. Zhao, Y. L. He, X. F. Zheng, X. X. Wei, W. Mao, ... Y. Hao // *Solid-State Electronics*. – 2017. – V. 129. – P. 114–119.
159. Arulkumaran, S. Improved recess-ohmics in AlGaIn/GaN high-electron-mobility transistors with AlN spacer layer on silicon substrate / S. Arulkumaran, N. Geok, V. Sahmuganathan, L. Zhihong, B. Maung // *physica status solidi (c)*. – 2010. – V. 7. – №. 10. – P. 2412–2414.
160. Adesida, I. Reactive ion etching of gallium nitride in silicon tetrachloride plasma / I. Adesida, A. Mahajan, E. Andideh, M. A. Khan, D. T. Olsen, J. N. Kuznia // *Applied physics letters*. – 1993. – V. 63. – №. 20. – P. 2777–2779.
161. Zhang, J. Ultralow-contact-resistance Au-free ohmic contacts with low annealing temperature on AlGaIn/GaN heterostructures / J. Zhang, X. Kang, X. Wang, S. Huang, C. Chen, K. Wei, ... X. Liu // *IEEE Electron Device Letters*. – 2018. – V. 39. – №. 6. – P. 847–850.
162. Mun, H. J. Improved Ohmic Contact by Pre-Metallization Annealing Process in Quaternary In<sub>0.04</sub>Al<sub>0.65</sub>Ga<sub>0.31</sub>N/GaN HEMTs / H. J. Mun, J. H. Hwang, Y. K. Kwon, S. M. Hong, J. H. Jang // *physica status solidi (a)*. – 2018. – V. 215. – №. 8. – P. 1700430.
163. Reeves G. K. Obtaining the specific contact resistance from transmission line model measurements / G. K. Reeves, H. B. Harrison // *IEEE Electron device letters*. – 1982. – V. 3. – №. 5. – P. 111-113.

164. Chern J. G. J. Determining specific contact resistivity from contact end resistance measurements / G. J. Chern J., W. G. Oldham // IEEE Electron Device Letters. – 1984. – V. 5. – №. 5. – P. 178-180.
165. Marlow G. S. The effects of contact size and non-zero metal resistance on the determination of specific contact resistance / G. S. Marlow, M. B. Das // Solid-State Electronics. – 1982. – V. 25. – №. 2. – P. 91-94.
166. Floyd L. P. An improved transmission line structure for contact resistivity measurements / L. P. Floyd, T. Scheuermann, P. A. F. Herbert, W. M. Kelly // Solid-state electronics. – 1994. – V. 37. – №. 9. – P. 1579-1584.
167. Sawdai D. Enhanced transmission line model structures for accurate resistance evaluation of small-size contacts and for more reliable fabrication / D. Sawdai, D. Pavlidis, D. Cui // IEEE Transactions on Electron Devices. – 1999. – V. 46. – №. 7. – P. 1302-1311.
168. Кондаков М. Н. Влияние режимов отжига на электрические параметры, морфологию и микроструктуру омических контактов на основе Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaIn/GaN / М.Н. Кондаков, С.В. Черных, А.В. Черных, Д.А. Подгорный, Н.Б. Гладышева, А.А. Дорофеев, С.И. Диденко, Д.Б. Капров, Т.А. Жукова // Электронная техника. Серия 2. Полупроводниковые приборы. –2018. – Т. 2. – №. 249. – С. 40–47.
169. Kondakov M. N. Mo/Al/Mo/Au-based ohmic contacts to AlGaIn/GaN heterostructures / M. N. Kondakov, S. V. Chernykh, A. V. Chernykh, N. B. Gladysheva, A. A. Dorofeev, S. I. Didenko, K. D. Shcherbachev, N. Yu. Tabachkova, D. B. Kaprov // Russian Microelectronics. – 2016. – V. 45. – №. 6. – P. 402-409.
170. Kobayashi K. Current collapse suppression in AlGaIn/GaN HEMTs by means of slant field plates fabricated by multi-layer SiCN / K. Kobayashi, S. Hatakeyama, T. Yoshida, D. Piedra, T. Palacios, T. Otsuji, T. Suemitsu //Solid-State Electronics. – 2014. – V. 101. – P. 63-69.
171. Malmros A. Evaluation of an InAlN/AlN/GaN HEMT with Ta-based ohmic contacts and PECVD SiN passivation / A. Malmros, P. Gamarra, M. Thorsell, M. A. D. Forte-Poisson, C. Lacam, M. Tordjman, ... N. Rorsman // physica status solidi (c). – 2014. – V. 11. – №. 3-4. – P. 924-927.
172. Kiselev D. A. Grain size effect and local disorder in polycrystalline relaxors via scanning probe microscopy / D. A. Kiselev, I. K. Bdikin, E. K. Selezneva, K. Bormanis, A. Sternberg, A. L. Kholkin, // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2007. – V. 40. – №. 22. – P. 7109.

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



**СВИДЕТЕЛЬСТВО**

о государственной регистрации  
топологии интегральной микросхемы

**№ 2015630111**

**«ИМС усилителя мощности на 5 Вт диапазона 2-6 ГГц  
K1373УВ05Н4»**

Правообладатели: *Российская Федерация, от имени которой  
выступает Министерство промышленности и торговли  
Российской Федерации (RU), Открытое акционерное общество  
«Научно-производственное предприятие «Пульсар» (RU)*

Авторы: *см. на обороте*



Заявка № **2015630078**

Дата поступления **04 сентября 2015 г.**

Дата государственной регистрации в Реестре топологий  
интегральных микросхем **27 октября 2015 г.**

Дата начала срока действия исключительного права  
**27 октября 2015 г.**

Заместитель руководителя Федеральной службы  
по интеллектуальной собственности

Л.Л. Кирий

Авторы: **Зубков Александр Михайлович (RU), Гладышева Надежда Борисовна (RU), Юдаева Татьяна Николаевна (RU), Барышников Федор Михайлович (RU), Дорофеев Алексей Анатольевич (RU), Кондаков Михаил Николаевич (RU), Черных Сергей Владимирович (RU), Черных Алексей Владимирович (RU), Ефименков Юрий Рюрикович (RU)**

*С подлинным верно:*

Заместитель генерального директора  
ОАО «НПП «Пульсар»



Ю.В. Колковский

## ПРИЛОЖЕНИЕ 2



**АО «НПП «ПУЛЬСАР»**  
УПРАВЛЯЮЩАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ  
**АО «ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ЗАВОД  
«ПУЛЬСАР»**  
105187, Москва, Окружной проезд, д. 27  
Тел.: (495) 365-12-30; Факс: (495) 366-55-83  
E-mail: administrator@pulsarnpp.ru  
www.pulsarnpp.ru

На № \_\_\_\_\_ от \_\_\_\_\_  
№ \_\_\_\_\_

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель  
генерального директора  
АО «НПП «Пульсар»  
д.т.н., профессор

Ю.В. Колковский

2019 г.



Для представления  
в диссертационный совет  
НИТУ «МИСиС»

### АКТ

акционерного общества

«Научно-производственное предприятие «Пульсар» (г. Москва)

о внедрении результатов кандидатской диссертации

Кондакова Михаила Николаевича

на тему «Омические контакты на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au  
к гетероструктурам AlGaIn/GaN»,

представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по  
специальности 05.27.06 – «Технология и оборудование для производства  
полупроводников, материалов и приборов электронной техники»

Настоящий акт составлен в том, что следующие результаты кандидатской диссертационной работы Кондакова М.Н. были использованы при выполнении ОКР в АО «НПП «Пульсар»:

1. Технология формирования омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к нелегированным гетероструктурам AlGaIn/GaN, которая позволяет получать значение контактного сопротивления на уровне 0.15 – 0.20 Ом·мм и среднеквадратичную шероховатость поверхности контакта 14 – 17 нм.
2. Морфология омического контакта позволяет использовать его металлизацию для формирования знаков совмещения при проведении процессов электронной литографии.
3. Исследованы особенности формирования омических контактов на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaIn/GaN,
4. Определен основной механизм токопереноса в омических контактах на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaIn/GaN.

159994

5. Метод измерения слоевого сопротивления полупроводника под омическим контактом, основанный на измерении сопротивления протеканию тока через набор полосковых контактов в зависимости от ширины полосков, который позволяет упростить технологию создания тестовых структур и уменьшить погрешность измерений в отличие от стандартных методов измерения, требующих определения остаточного сопротивления.

Вышеуказанные результаты были использованы при выполнении опытно-конструкторских работ «Дискрет – 27», «Дискрет – 33», «Дискрет – 35», «Дискрет – И4 – Т» для изготовления различных типов транзисторов с высокой подвижностью электронов (HEMT – high electron mobility transistor) на основе гетероструктур AlGaIn/GaN, что позволило оптимизировать технологию изготовления данных приборов, существенно улучшить их характеристики и увеличить процент выхода годных изделий.

И.о. начальника отделения №10  
АО «НПП «Пульсар»

А.В. Редька

Ведущий инженер-технолог  
отдела №103  
АО «НПП «Пульсар»

С.В. Миннебаев

Главный научный сотрудник  
отдела №103  
АО «НПП «Пульсар», к.т.н.

А.Б. Полянов

Ведущий научный сотрудник  
отдела №103  
АО «НПП «Пульсар», к.ф.м.н.

В.В. Вейц