

**АО «НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ФИРМА «МИКРАН»
ФГБОУ ВО «ТОМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
СИСТЕМ УПРАВЛЕНИЯ И РАДИОЭЛЕКТРОНИКИ»**

УДК [621.382]

На правах рукописи



ИШУТКИН СЕРГЕЙ ВЛАДИМИРОВИЧ

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ И СОЗДАНИЕ МОНОЛИТНОГО
GaAs СВЧ МАЛОШУМЯЩЕГО УСИЛИТЕЛЯ С МЕТАЛЛИЗАЦИЕЙ
НА ОСНОВЕ ПЛЕНОК Al и Cu**

Специальность 01.04.04 – «Физическая электроника»

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание учёной

степени кандидата

технических наук

Научный руководитель:
доктор физико-математических наук
Кагадей Валерий Алексеевич

ТОМСК – 2016

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
ГЛАВА 1. Литературный обзор	13
1.1 Особенности традиционных технологий формирования GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Au	13
1.2 Многоуровневая межэлементная металлизация на основе пленок Cu в технологии Si микроэлектроники	15
1.3 Текущее состояние разработки технологии GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu	17
1.4 Текущее состояние разработки технологии GaN СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Cu	29
1.5 Выводы и постановка задачи исследования	32
ГЛАВА 2. Техника и методика эксперимента	35
2.1 Техника эксперимента	35
2.2 Методика эксперимента	37
2.2.1 Формирование тестовых элементов	37
2.2.2 Формирование тестовых транзисторов с металлизациями омических контактов и затворов на основе пленок Al, Cu и Au	38
2.2.3 Формирование тестовых структур для оптимизации знаков совмещения для электронно-лучевой литографии	40
2.2.4 Формирование тестовых структур для разработки методики формирования резистивной маски для T-образного затвора	41
2.2.5 Формирование тестовых структур для отработки процесса формирования металлизации первого и второго уровней на основе пленки Cu	41
2.2.6 Формирование тестовых структур для отработки процесса формирования металлизации обратной стороны пластины GaAs на основе пленки Cu	43
2.2.7 Методика оценки термостойкости и термостабильности тестовых элементов	44
2.2.8 Технология изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ	45

2.2.9 Методика проведения ускоренных испытаний на долговечность GaAs СВЧ МИС МШУ	51
ГЛАВА 3. Разработка конструкции элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе Al и Cu	53
3.1 Исходные данные к разработке конструкции элементов МИС	53
3.2 Разработка конструкции GaAs транзистора с высокой подвижностью электронов	54
3.2.1 Транзистор с омическими контактами Ni/Ge/Au/Ni/Au и затвором Ti/Pt/Au	55
3.2.2 Транзистор с омическими контактами Ge/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo	58
3.2.3 Транзистор с омическими контактами Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo	62
3.2.4 Транзистор с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo	65
3.2.5 Транзистор с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Mo/Cu/Mo	68
3.2.6 Транзистор с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/WN _x /Cu/WN _x , расположенным в щели в пленке Si _x N _y	72
3.2.7 Металлизация первого уровня на основе Cu	77
3.2.8 Металлизация второго уровня на основе Cu	85
3.2.9 Транзистор с омическим контактом Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo с двухуровневой металлизацией на основе Cu	86
3.2.10 Анализ результатов и формирование общих принципов, построения конструкций элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе Al и Cu	90
3.3 Разработка конструкций пассивных элементов фронтальной стороны пластины GaAs с металлизацией на основе Al и Cu	95
3.3.1 Тонкопленочный резистор	95
3.3.2 МДМ конденсатор	98

3.3.3 Индуктивность	101
3.3.4 Контактная площадка МИС	103
3.3.5 Межэлементная металлизация МИС первого и второго уровней	106
3.4 Разработка конструкций пассивных элементов обратной стороны пластины GaAs с металлизацией на основе Cu	107
3.4.1 Конструкция металлизации обратной стороны со сквозными отверстиями	108
3.4.2 Конструкция «streets» в металлизации обратной стороны МИС	113
3.5 Выводы.....	115
ГЛАВА 4. Технологический маршрут, технологические блоки и процессы формирования GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu	117
4.1 Технологический маршрут, формирования GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu	117
4.2 Технологический блок формирования межэлементной изоляции	119
4.3 Технологический блок формирования омического контакта Pd/Ge/Al/Mo	120
4.3.1 Оптимизация знаков совмещения для процесса электронно-лучевой литографии	123
4.4 Технологический блок формирования нижней обкладки конденсаторов W/Cu/WN _x	128
4.4.1 Оптимизация резистивной маски для формирования торцевых диффузионных барьеров	130
4.4.2 Оптимизация процесса удаления резистивной маски	133
4.5 Технологический блок формирования T-образного затвора Ti/Al/Mo	141
4.5.1 Формирование трехслойной резистивной маски для затвора методами UV- и электронно-лучевой литографии	143
4.6 Технологический блок формирования межэлементной металлизации первого уровня W/Cu/WN _x	153

4.7 Технологический блок формирования тонкопленочных резисторов NiCrSi	157
4.8 Технологический блок формирования межэлементной металлизации второго уровня Ti/Cu	158
4.8.1 Формирование тонких пленок Cu методом электрохимического осаждения	160
4.8.2 Селективное жидкостное химическое травление тонких пленок Cu и Ti	166
4.9 Технологический блок формирования защиты фронтальной стороны МИС	169
4.10 Технологический блок формирования металлизации обратной стороны МИС	172
4.11 Выводы	176
ГЛАВА 5. Исследование параметров GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu	179
5.1 Сравнительный анализ электрических параметров СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu, а также СВЧ МИС МШУ прототипа с металлизацией на основе Au	179
5.2 Статистический анализ причин брака СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu	180
5.3 Результаты ускоренных испытаний на долговечность СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu	187
5.4 Выводы	191
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	192
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	196

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Сверхвысокочастотные GaAs монолитные интегральные схемы (GaAs СВЧ МИС) традиционно изготавливаются с металлизацией контактов металл-полупроводник, межэлементной металлизацией и металлизацией обратной стороны пластины на основе тонких плёнок Au. В тоже время в технологии Si интегральных схем (ИС) основными металлами межэлементной металлизации являются Cu или Al. Известно [32–70], что в технологии GaAs СВЧ МИС металлизация на основе пленок Cu, вследствие более высокой проводимости, теплопроводности и стойкости меди к электродиффузии, перспективна для замены традиционной металлизации на основе Au. Низкая стоимость Cu и Al позволяет ожидать снижения себестоимости изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на их основе.

Опубликованные работы, с одной стороны, свидетельствуют об актуальности исследований в данном направлении, а с другой стороны – о нерешённости этой проблемы в целом. До настоящего времени не разработана полноценная технология производства GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu. Факторами, сдерживающими создание этой технологии, являются более высокая химическая активность Al и Cu в сравнении с Au, а также тот факт, что Cu является быстро диффундирующей примесью, формирующей глубокие акцепторные уровни в GaAs. Таким образом, разработка технологии изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu является актуальной задачей.

Цель работы

Целью настоящей работы является исследование, разработка и создание конструкции и технологии изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, а также оценка надежности МИС малошумящих усилителей (МШУ), изготовленных по разработанной технологии.

Для реализации поставленной цели были сформулированы следующие задачи:

- 1) разработать и оптимизировать конструкции активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu с учетом особенностей их интеграции в состав МИС;
- 2) разработать и апробировать технологический маршрут изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu;
- 3) исследовать и оптимизировать процессы формирования омических и барьерных контактов металл-полупроводник, межэлементной металлизации и металлизации обратной стороны пластины GaAs, а также защиты фронтальной стороны МИС;
- 4) оценить надежность и определить закономерности деградации активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu;
- 5) исследовать электрические параметры и оценить надежность GaAs СВЧ МИС малошумящего усилителя с металлизацией на основе пленок Al и Cu.

Научная новизна работы

- 1) Разработаны конструкции активных и пассивных элементов, осуществлена их интеграция в состав МИС, а также создана технология, изготовления GaAs СВЧ МИС малошумящего усилителя с металлизацией на основе пленок Al и Cu, позволяющие изготавливать МИС с электрическими параметрами на уровне МИС с традиционной металлизацией на основе пленок Au.
- 2) Предложена конструкция и технология формирования методом обратной литографии межэлементной металлизации GaAs СВЧ МИС на основе пленки Cu с планарными и торцевыми диффузионными барьерами, расположенной между слоями Si_xN_y , которая характеризуется повышенной термостойкостью и термостабильностью параметров относительно металлизации, имеющей только планарные диффузионные барьеры.
- 3) Разработана методика формирования трехслойной резистивной маски T-образных затворов и затворных шин СВЧ транзисторов с высокой подвижностью электронов с использованием методов электронно-лучевой и UV-

литографий, позволяющая сократить время формирования резистивной маски, улучшить планарность затворных шин, а также упростить совмещение рисунка затворов с рисунком стоков/истоков транзистора при низкой контрастности знаков совмещения.

4) Предложена конструкция и технология формирования многослойной металлизации обратной стороны и сквозных отверстий пластины GaAs на основе плёнки Cu с выравнивающим слоем Ni, характеризующейся лучшей сплошностью плёнки диффузионного барьера, формируемой методом магнетронного осаждения, а также повышенной термостойкостью и термостабильностью.

5) По результатам испытаний на долговечность ($T = 125\text{ }^{\circ}\text{C}$, $U = 5\text{ В}$, $t = 1000\text{ ч}$) показано, что GaAs СВЧ МИС малошумящих усилителей с металлизацией на основе пленок Al и Cu не уступают МИС с традиционной металлизацией на основе пленок Au.

Практическая значимость работы

1) Разработанные конструкции активных и пассивных элементов, а также технология изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu позволяют организовать серийный выпуск МИС на действующих технологических линиях, производящих МИС с металлизацией на основе плёнок Au.

2) Разработанная технология GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu позволяет снизить себестоимость производства за счёт замены Au на Al и Cu, а также создаёт предпосылки для гетероинтеграции GaAs и Si интегральных схем.

Научные положения, выносимые на защиту

1) GaAs СВЧ монокристаллические интегральные схемы малошумящего усилителя, включающие активные и пассивные элементы, у которых омические контакты и T-образные затворы транзисторов с высокой подвижностью электронов выполнены на основе многослойных композиций Pd/Ge/Al/Mo и Ti/Al/Mo, соответственно, межэлементная металлизация на основе композиций $\text{Si}_x\text{N}_y/\text{W}/\text{Cu}/\text{W}/\text{Ti}/\text{Cu}$, или $\text{Si}_x\text{N}_y/\text{W}/\text{Cu}/\text{WN}_x/\text{Ti}/\text{Cu}$, защита фронтальной стороны

МИС на основе композиций $\text{Si}_x\text{N}_y/\text{BCB}$, а металлизация обратной стороны и сквозных отверстий пластины GaAs на основе композиции Pd/Ni/W/Cu/W, изготовленные по модернизированной технологии с обратной литографией, имеют электрические параметры на уровне МИС с традиционной металлизацией на основе Au.

2) Межэлементная металлизация на основе плёнки Cu с планарными и торцевыми диффузионными барьерами на основе слоёв Mo, Ta, W и/или WN_x , формируемая методом обратной литографии, в которой для осаждения слоев диффузионных барьеров используется метод магнетронного распыления, а для осаждения слоя Cu – термическое испарение, расположенная между двух слоев Si_xN_y , обладает повышенной термостойкостью и термостабильностью параметров по сравнению с металлизацией на основе плёнки Cu, имеющей только планарные диффузионные барьеры.

3) Методика формирования трехслойной резистивной маски T-образных затворов и затворных шин транзисторов с использованием электронно-лучевой и UV-литографий, включающая формирование маски затворных шин и окон к знакам совмещения с использованием двух экспонирований методом UV-литографии, которые проводятся после нанесения первого и третьего слоев резиста, в сочетании с проявлением трех слоев резиста, проводимых перед формированием методом электронно-лучевой литографии маски затворов, позволяет сократить время формирования трехслойной резистивной маски, улучшить планарность затворных шин за счёт формирования трапециевидного профиля, а также упростить совмещение рисунков затворов и стоков/истоков транзисторов в процессе электронно-лучевой литографии при низкой контрастности знаков совмещения.

4) Выравнивающий слой Ni, формируемый методом химического осаждения, с последующим напылением диффузионного барьера методом магнетронного распыления позволяет улучшить сплошность пленки диффузионного барьера металлизации на основе плёнки Cu, осаждаемой на боковые стенки сквозных отверстий в пластине GaAs, а также повысить

термостойкость и термостабильность металлизации обратной стороны пластины GaAs по отношению к металлизации на основе плёнки Cu без выравнивающего слоя Ni.

5) Разработанные конструкции активных и пассивных элементов МИС, а также технология изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, позволяют изготавливать GaAs МИС малошумящих усилителей с долговечностью на уровне долговечности GaAs МИС с традиционной металлизацией на основе пленок Au.

Апробация результатов работы

Основные результаты работы доложены на 20-й Международной конференции «СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии» (Севастополь, Украина, 2010г.), 5th European Microwave Integrated Circuits Conference (Париж, Франция 2010г.), International Conference and Seminar on Micro/Nanotechnologies and Electron Devices EDM (Эрлагол, 2011 г.), IX Международной конференции студентов и молодых ученых «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск 2012г.), Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Научная сессия ТУСУР» (Томск 2012г.), XVIII Международной научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Современные техника и технологии» (Томск, 2012г.), Юбилейной научно-технической конференции «СВЧ-электроника. 70 лет развития» (Фрязино 2013г.), V Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы радиофизики» «АПР – 2013» (Томск 2013г.).

Публикации

Основные результаты диссертации опубликованы в 26 работах, в том числе 6 статей опубликованы в журналах, входящих в перечень ВАК, 4 статьи в зарубежных журналах, 3 патента РФ, одна заявка на патент РФ.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка литературы. Объем работы составляет 207 страниц машинописного текста, включая 118 рисунков, 2 таблицы и списка литературы из 103 наименований.

В первой главе представлен литературный обзор по тематике исследования. Рассмотрено текущее состояние технологий изготовления GaAs СВЧ МИС с традиционной металлизацией на основе Au. Выполнен обзор работ, посвященных разработке конструкций и технологий изготовления, дискретных элементов и технологических блоков СВЧ МИС на A^3B^5 с металлизацией на основе тонких пленок Al и Cu. Также рассмотрена технология формирования Cu многоуровневой межэлементной металлизации в технологии Si интегральных схем. В конце главы сделаны выводы по литературному обзору, сформулированы цель и задачи исследования.

Во второй главе представлены оборудование и методики, использовавшиеся при выполнении данной работы.

Третья глава посвящена разработке конструкций активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu. Проведена оценка термостойкости и термостабильности параметров дискретных элементов, изготовленных на основе разработанных конструкций. Сформулированы общие принципы, построения конструкций элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе Al и Cu.

В четвертой главе приводится разработка, технологии изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ, с металлизацией на основе тонких пленок Al и Cu, основанной на разработанных в третьей главе конструкциях элементов.

В пятой главе проведено сравнение электрических параметров изготовленных GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu, с параметрами МИС МШУ прототипа с традиционной металлизацией на основе Au. Приведены результаты ускоренных испытаний на долговечность. А также выполнен анализ полученных результатов.

Личный вклад автора

Диссертация является результатом исследований проводившихся автором совместно с сотрудниками АО «НПФ «Микран» и НОЦ «Нанотехнологии» ФГБОУ ВО ТУСУР. Автором, совместно с научным руководителем формулировались цель и задачи исследования, обсуждались пути их достижения, анализировались результаты экспериментов, а также проводилось обобщение полученных результатов исследования. Личный вклад автора заключается в выборе направлений исследования, разработке и оптимизации конструкции МИС, операций, технологических блоков и технологического маршрута изготовления GaAs СВЧ МИС, выполнении экспериментальных исследований, обработке и анализе результатов экспериментов. Разработка технологического блока формирования защиты фронтальной стороны GaAs СВЧ МИС пленками нитрида кремния и бензоциклобутена (benzocyclobutene – ВСВ) проводилась Краснослободцевой Т. В. Организация изготовления пластин GaAs СВЧ МИС осуществлялось автором совместно с Анищенко Е. В. Схемотехническое проектирование GaAs СВЧ МИС малошумящего усилителя диапазона 8 – 12 ГГц выполнялось Кондратенко А. В., Арыковым В. С. и Баровым А. А. Монтаж МИС в СВЧ модули и микросварка контактных площадок МИС золотой проволокой проводились Серебряковым Ю. А. и коллективом его отдела. Ускоренные испытания на долговечность проводились автором совместно с Воеводиным А. А. и коллективом его отдела.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ по соглашению № 14.577.21.0204. Уникальный идентификатор проекта: RFMEFI57715X0204.

ГЛАВА 1. Литературный обзор

1.1 Особенности традиционных технологий формирования GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Au

По основному активному элементу GaAs СВЧ МИС разделяются на МИС с полевыми транзисторами с затвором Шоттки (MESFET, НЕМТ, рНЕМТ, mНЕМТ и др.), гетероструктурными биполярными транзисторами (НВТ), диодами, также возможны смешанные типы (например BiНЕМТ) [1]. Активные элементы МИС отличаются по конструкции и принципу работы, но все их объединяет использование контактов металл-полупроводник. В GaAs технологии используются два вида контактов металл-полупроводник: омические и барьерные контакты (контакты Шоттки).

Омические контакты должны обладать низким удельным сопротивлением и линейной вольт-амперной характеристикой. Для GaAs *n*- типа проводимости наиболее широкое распространение получила группа омических контактов основе пленок Ge, Au и Ni [2–7]. В процессе термического отжига происходит жидкофазная взаимодиффузия атомов Ge, Au и Ni и их диффузия в подложку. Атомы Ge встраиваясь в кристаллическую решетку GaAs действуют как донорная примесь обеспечивая низкое сопротивление контакта. Слой Au снижает сопротивление металлизации омического контакта, а слой Ni позволяет улучшить морфологию поверхности контакта, также слой Ni может выполнять роль диффузионного барьера для верхнего слоя Au. Для GaAs *p*- типа проводимости наиболее широко распространены композиции Au/Zn/Au, AuBe и Au/Pt/Ti [2, 4, 8].

Барьерные контакты обладают нелинейной (диодной) вольт-амперной характеристикой, имеют низкое сопротивление при протекании тока в прямом направлении и высокое – в обратном. В настоящее время наиболее широко используется композиция Ti/Pt/Au [1, 9–11], где слой Ti формирует с полупроводником барьер Шоттки, слой Pt служит диффузионным барьером для

Au, а слой Au обеспечивает низкое сопротивление металлизации барьерного контакта. Также в качестве барьерного контакта могут использоваться композиции Ti/Pd/Au, Pt/Ti/Pt/Au, Pd/Ti/Pt/Au [1, 11–13] и др.

Помимо активных элементов GaAs СВЧ МИС содержат ряд пассивных элементов: конденсаторов (вида металл-диэлектрик-металл или встречно-штыревых), резисторов (объемных и тонкопленочных), индуктивностей, проводников (межэлементная металлизация), контактных площадок, металлизации обратной стороны пластины.

Основными методами, используемыми для формирования элементов металлизации, являются обратная литография и термическое осаждение тонких пленок в вакууме. Метод электрохимического осаждения обычно используется при формировании пленок Au толщиной более 1,5 – 2 мкм [1] в металлизации фронтальной стороны пластины, а также при формировании пленки Au в металлизации обратной стороны пластины.

Обычно межэлементная металлизация содержит 2 – 3 уровня. Металлизация формируется с использованием слоев межуровневого диэлектрика [14, 15] или по технологии с формированием так называемых «воздушных» мостов [1, 16–18]. В качестве металлизации обычно используются композиции Ti/Au и Ti/Pt/Au [1, 19], где слой Ti выполняет функцию адгезионного подслоя, слой Pt служит диффузионным барьером для Au, а слой Au обеспечивает низкое сопротивление металлизации.

В качестве межуровневого диэлектрика и для защиты поверхности МИС от воздействия внешней среды используются пленки Si_xN_y , полиимида, BCB, полибензоксазола (polybenzoxazole – PBO) [1, 11, 14, 15] и др. Пленки Si_xN_y также используются в качестве диэлектрика конденсаторов.

Перед формированием металлизации обратной стороны пластины GaAs утоняется до 50 – 100 мкм. Для этого используется метод химико-механической шлифовки/полировки. С обратной стороны утоненной пластины методом плазмохимического травления в GaAs формируются сквозные отверстия к контактными площадкам, расположенным на фронтальной стороне. Металлизация

обратной стороны пластины GaAs формируется на основе пленки Au и состоит из двух частей. Первая содержит один или несколько слоев обеспечивающих адгезию металлизации к GaAs, защиту от диффузии Au в GaAs, возможность последующего формирования слоя Au методом электрохимического осаждения. С этой целью используют пленки Ni формируемые методом химического осаждения, композиции вида TiW/Au формируемые методом магнетронного осаждения [1, 11, 20]. После чего методом электрохимического осаждения формируется слой Au толщиной несколько микрон.

1.2 Многоуровневая межэлементная металлизация на основе пленок Cu в технологии Si микроэлектроники

В современной Si микроэлектронике основным материалом межэлементной металлизации является Cu. Максимальное число уровней металлизации в Si ИС достигает 13 [21]. В отличие от Al ранее широко использовавшегося при формировании межэлементной металлизации в Si ИС, Cu плохо сочетается с плазмохимическими методами травления. Также если не предпринимать специальных мер Cu может свободно диффундировать в Si и SiO₂ [22–26], вызывая деградацию параметров ИС. Это потребовало разработки принципиально новых технологических процессов формирования межэлементной металлизации. Разработанные процессы получили названия дамасского и двойного дамасского процессов. На рисунке 1.1 показаны типичные схемы многоуровневой межэлементной металлизации на основе пленок Cu реализуемые с использованием этих процессов.

В дамасском процессе (рис. 1.1, *a*) Cu проводник со всех сторон окружен слоями диффузионных барьеров. Снизу и по торцам используется проводящий диффузионный барьер (рис. 1.1, *a*, поз. DB), сверху и снизу расположены слои диэлектрика (рис. 1.1, *a*, поз. D1), выполняющие функцию диффузионного барьера и стоп-слоя травления межуровневого и внутриуровневого диэлектрика (рис. 1.1, *a*, поз. D2). С целью планаризации и повышения механической

прочности пространство между проводниками заполнено межуровневым и внутриуровневым диэлектриком, чтобы ограничить рост уровня задержек при передаче сигнала (RC цепей) используются диэлектрики с низкой диэлектрической проницаемостью (< 3). В дамасском процессе каждый уровень металлизации (рис. 1.1, а, поз. M1 и M2), а также межуровневые перемычки (рис. 1.1, а, поз. V12) формируются в отдельных литографических циклах. Для формирования элементов металлизации используется метод прямой литографии.

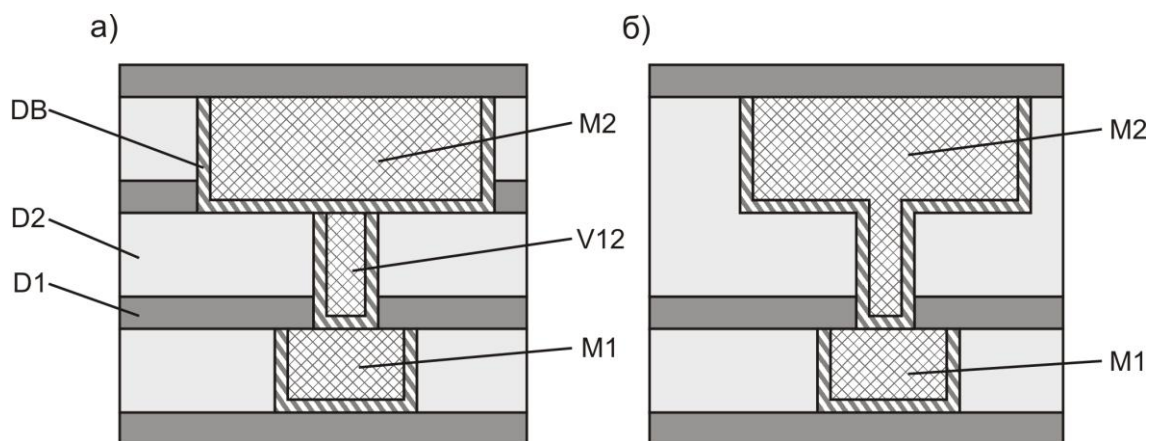


Рис. 1.1. Типичные схемы межэлементной металлизации на основе пленок Cu с использованием: а) – дамасского процесса; б) – двойного дамасского процесса. M1, M2 – первый и второй уровни металлизации, V12 – межуровневая перемычка («via»), D1 – диэлектрический диффузионный барьер/стоп-слой травления, D2 – межуровневый и внутриуровневый диэлектрик с низкой диэлектрической проницаемостью, DB – проводящий диффузионный барьер

Принципиальным отличием двойного дамасского процесса (рис. 1.1, б) стало формирование межуровневой перемычки в одном литографическом цикле с уровнем металлизации (рис. 1.1, б, поз. M2). Это позволило:

- сократить количество операций формирования многоуровневой межэлементной металлизации;
- снизить сопротивление металлизации за счет исключения более высокоомного слоя диффузионного барьера между межуровневой перемычкой и уровнем металлизации;

- снизить эффективную диэлектрическую проницаемость диэлектрических слоев за счет исключения диэлектрического стоп-слоя травления с более высокой диэлектрической проницаемостью между межуровневой перемычкой и уровнем металлизации.

В качестве проводящего диффузионного барьера для Cu широко используются композиции TaN/Ta и Ti/TiN [21, 27–29]. Также могут использоваться диффузионные барьеры на основе других тугоплавких металлов, нитридов и силицидов тугоплавких металлов [21, 29, 30]. Основным методом формирования пленок диффузионных барьеров является магнетронное осаждение [21]. Но с уменьшением топологических норм Si IC, уменьшалась и толщина слоев диффузионных барьеров. Повышенные требования к конформности слоя диффузионного барьера привели к развитию метода атомно-слоевого осаждения для формирования слоев диффузионных барьеров [21, 31].

В качестве диэлектрических диффузионных барьеров, выполняющих также функцию стоп-слоев травления, раньше использовались пленки SiN, но с появлением диэлектриков с более низкой диэлектрической проницаемостью произошел переход на SiC, SiCN, SiCO и др. Формирование диэлектрических слоев проводится методом плазмохимического осаждения из газовой фазы. Для межуровневого и внутриуровневого диэлектрика используются пленки с низкой диэлектрической проницаемостью SiO₂, SiCOH, пористого SiCOH формируемые методом плазмохимического осаждения из газовой фазы, также пленки пористого MSQ формируемые методом центрифугирования [21].

1.3 Текущее состояние разработки технологии GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu

Выполненные до настоящего времени исследования по разработке технологии GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu можно разделить на следующие группы:

- формирование контактов металл-полупроводник на основе пленок Al и Cu;

- дискретные транзисторы с металлизацией на основе пленок Al и Cu;
- формирование межэлементной металлизации на основе пленок Cu;
- формирование металлизации обратной стороны пластины GaAs на основе пленок Cu;
- формирование пассивных элементов на основе пленок Cu, расположенных в отдельных уровнях на поверхности GaAs СВЧ МИС, изготовленной по технологии с металлизацией на основе Au (формирование так называемых redistribution layers – RDL);
- применение технологии обратного монтажа («flip-chip») с медными бампами (pillar bumps) для поверхностного монтажа GaAs СВЧ МИС (SMD монтаж).

В работе [32] был исследован омический контакт Al/Ni/Ge (200/30/30 нм) к *n*-GaAs с концентрацией носителей заряда $n = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. После отжига при 500 °C в течение одной минуты приведенное контактное сопротивление омического контакта составило $1,4 \cdot 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$. В работе [33] показано, что омические контакты на основе композиции Al/Ni/Ge более термостабильны, чем омические контакты Au/Ge/Ni. Что было связано с более высокой температурой плавления эвтектики AlGe (424 °C) в сравнении с эвтектикой AuGe (356 °C) [34].

Омические контакты на основе Cu/Ge могут быть сформированы к GaAs как *n*- так и *p*-типа проводимости. В работах [34–37] были представлены омические контакты к *n*-GaAs на основе композиции Ge/Cu. После отжига в вакууме при 400 °C в течение 30 минут приведенное контактное сопротивление омических контактов составило $(4 - 7) \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ (при $n \sim 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$). Контакты имели низкое значение приведенного контактного сопротивления в диапазоне концентраций Ge в составе металлизации от 15 до 40 %. В работе [38] омический контакт Cu_3Ge был сформирован к *p*-GaAs ($n \sim 7 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$), приведенное контактное сопротивление омического контакта составило $5 \cdot 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$.

В работе [39] исследованы омические контакты к *n*-GaAs ($n = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) на основе композиции Pd/Ge/Cu. Толщина слоя Pd в составе металлизации находилась в диапазоне 5 – 30 нм, слоя Ge – в диапазоне 100 – 200 нм, а толщина слоя Cu составляла 150 нм. Отжиг металлизации омических контактов

проводился в атмосфере азота в диапазоне температур 150 – 450 °С в течение 20 минут. Оптимальное соотношение толщин слоев металлизации составило Pd/Ge/Cu (15/150/150 нм). После отжига при температуре 250 °С омический контакт имел приведенное контактное сопротивление $5,7 \cdot 10^{-7}$ Ом·см².

В работе [40] был представлен омический контакт Pd/Ge/Cr/Cu/Cr (50/125/40/150/15 нм) к n^+ -GaAs ($n \sim 5 \cdot 10^{18}$ см⁻³). Слой Cr толщиной 40 нм был введен в состав омического контакта в качестве планарного диффузионного барьера для предотвращения диффузии Cu в GaAs подложку. Вторым слоем Cr толщиной 15 нм был использован для защиты Cu от окисления. После отжига металлизации при 350 °С в течение 10 минут приведенное контактное сопротивление омического контакта составило $(5,1 \pm 0,6) \cdot 10^{-7}$ Ом·см². В исследованных режимах отжига ($T = 300 - 400$ °С, $t = 30$ мин) установлено, что в течение термообработки слой Cr толщиной 40 нм надежно выполняет роль диффузионного барьера вплоть до температуры обработки 350 °С. Однако при увеличении температуры обработки до 400 °С вследствие диффузии Cu через слой диффузионного барьера в нижележащие слои наблюдалось формирование фаз Cu₃Ga, Cu₃As, Cu₉Ga₄ и Ge₃Cu, что приводило к существенному увеличению приведенного контактного сопротивления.

В работе [41] в качестве слоя планарного диффузионного барьера вместо Cr был использован Mo. Приведенное контактное сопротивление омического контакта Pd/Ge/Mo/Cu после отжига при 350 °С составило $2,8 \cdot 10^{-7}$ Ом·см². Металлизация омического контакта была стабильна после термообработки при 350 °С, однако при повышении температуры до 400 °С наблюдалось образование фаз MoGe₂, Cu₃Ga и Ge₃Cu.

В работе [42] было проведено сравнение параметров InGaP/GaAs HBT транзисторов с двумя видами металлизации: традиционной на основе пленок Au и на основе пленок Cu (рис. 1.2). В первом транзисторе омические контакты к GaAs n - и p - типа проводимости были выполнены на основе композиций Au/Ge/Ni/Au и Pt/Ti/Pt/Au соответственно, металлизация межсоединений – Ti/Au. В транзисторе с металлизацией на основе пленок Cu омические контакты к GaAs n - и p - типа

проводимости были – Pd/Ge и Pt/Ti/Pt/Cu соответственно, металлизация межсоединений – Ti/Pt/Cu (30/60/400 нм). Для защиты поверхности транзисторов проводилось осаждение пленки нитрида кремния. Транзисторы с обоими видами металлизации имели сходные вольт-амперные характеристики. Транзисторы с металлизацией на основе пленок Cu были подвергнуты двум видам ускоренных испытаний: токовая нагрузка 140 кА/см² в течение 24 часов и термообработка при 250 °С в течении 24 часов. После прохождения ускоренных испытаний электрические характеристики транзисторов не изменились.

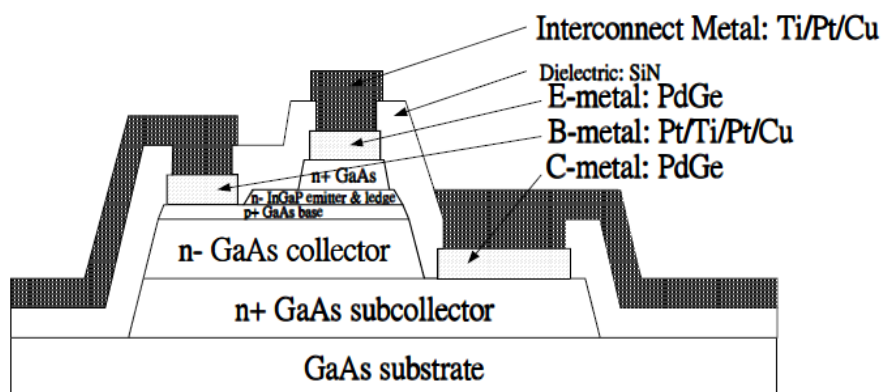


Рис. 1.2. Схематичное изображение InGaP/GaAs HBT транзистора с металлизацией на основе пленок Cu [42]

В работе [43] были исследованы псевдоморфные транзисторы с высокой подвижностью электронов (*p*HEMT) с T-образным затвором на основе композиции Ti/Al длиной основания 200 нм и металлизацией омических контактов на основе композиции AuGeNi. После изготовления транзисторы имели ток насыщения $I_{dss} = 350$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 280$ мСм/мм. Для транзисторов с шириной затвора 200 мкм коэффициенты усиления по току и шума на частоте 12 ГГц составили 12 дБ и 0,9 дБ, соответственно.

В работе [44] были исследованы контакты Шоттки на основе композиции Ti/Pt/Al, где слой Pt был использован в качестве планарного диффузионного барьера для Al. После термической обработки образцов с изготовленными контактами Шоттки при 300 °С не наблюдалось их деградации.

В работах [45, 46] исследованы диоды Шоттки с металлизацией барьерных контактов на основе композиций Ti/W/Cu, Ti/Mo/Cu, Ti/Co/Cu (100/40/500 нм) и выполнен их сравнительный анализ их параметров по отношению к параметрам диодов с широко распространенным Ti/Pt/Au контактом. Металлизация омического контакта была выполнена на основе композиции Ge/Au/Ni/Au (20/40/14/200 нм). После изготовления диоды с металлизацией контактов Шоттки на основе пленок Cu и Au имели близкие значения параметров. Величины коэффициента идеальности и высоты барьера Шоттки для контактов Ti/W/Cu, Ti/Mo/Cu, Ti/Co/Cu и Ti/Pt/Au составили 1,15/0,78 эВ; 1,11/0,77 эВ; 1,11/0,7 эВ и 1,11/0,76 эВ, соответственно. После термообработки диодов при 200 °С в течение двух минут значения составили 1,05/0,92 эВ; 1,05/0,69 эВ; 1,05/0,73 эВ и 1,09/0,77 эВ, соответственно.

В работе [47] были изготовлены InAlAs/InGaAs метаморфные транзисторы с высокой подвижностью электронов (*m*HEMT) в которых Т-образные затворы с длиной основания 250 нм были сформированы на основе композиции Ti/Pt/Cu (200/80/80 нм), омические контакты стоков/истоков с использованием металлизации Au/Ge/Ni, а металлизация межсоединений была выполнена на основе композиции Ti/Cu с «воздушными» мостами. Для защиты металлизации от воздействия внешней среды применялись пленки нитрида кремния. Для сравнения были также изготовлены транзисторы с металлизацией затвора на основе композиции Ti/Pt/Au. После изготовления транзисторы имели ток насыщения $I_{dss} = 673$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 750$ мСм/мм (при напряжении сток-исток $U_{ds} = 1,5$ В), напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 14,5$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм). Максимальная частота усиления по току составила 90 ГГц, а максимальная частота генерации свыше 165 ГГц. Данные параметры транзисторов были подобны параметрам транзисторов с металлизацией затвора на основе композиции Ti/Pt/Au.

В работе [48] было проведено сравнение параметров InGaP/GaAs НВТ с двумя видами металлизации: традиционной на основе пленок Au и на основе пленок Cu. В первом транзисторе омические контакты к GaAs *n*- и *p*- типа

проводимости были выполнены на основе композиций Au/Ge/Ni/Au и Pt/Ti/Pt/Au, соответственно, металлизация межсоединений была изготовлена из двухслойной композиции Ti/Au. В транзисторе с металлизацией на основе пленок Cu омические контакты к GaAs *n*- и *p*- типа проводимости были на основе Pd/Ge/Cu (15/150/150 нм) и Pt/Ti/Pt/Cu (5/20/60/100 нм), соответственно, металлизация межсоединений на основе Ti/Pt/Cu (30/60/2400 нм). Для защиты поверхности транзистора проводилось осаждение пленки нитрида кремния. Площадь эмиттера транзисторов составляла 4x20 мкм². Транзисторы с обоими видами металлизации имели сходные вольт-амперные характеристики и параметры. Выходная мощность и КПД по добавленной мощности для HBT транзисторов с металлизацией на основе пленок Au и Cu составили 10,87 дБм / 39,4 % и 10,06 дБм / 35,6 %, соответственно.

В работе [49] было предложено использовать композицию WN_x/Cu 40/2300 нм для формирования металлизации межсоединений с «воздушными» мостами в малошумящем GaAs *p*HEMT. Металлизации омических контактов стоков/истоков и T-образных затворов транзисторов с длиной основания 250 нм были выполнены на основе композиций Au/Ge/Ni/Au и Ti/Pt/Au, соответственно. Для защиты от воздействия внешней среды поверхность транзистора была покрыта пленкой нитрида кремния. Слой планарного диффузионного барьера WN_x толщиной 40 нм и затравочный слой Cu толщиной 100 нм формировались методом магнетронного осаждения. После чего по сформированной резистивной маске проводилось электрохимическое осаждение слоя Cu толщиной 2,2 мкм. Для сравнения параметров были также изготовлены транзисторы с традиционной металлизацией межсоединений на основе Au. После изготовления транзисторы с обоими видами металлизации межсоединений демонстрировали сходные параметры. Транзисторы с металлизацией межсоединений WN_x/Cu имели ток насыщения $I_{dss} = 200$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 480$ мСм/мм (при напряжении сток-исток $U_{ds} = 1,5$ В). Транзисторы с шириной затвора 160 мкм на частоте 12 ГГц имели коэффициенты усиления и шума 10,4 дБ и 0,76 дБ соответственно. Максимальная частота усиления по току составила 70 ГГц.

После термообработки транзисторов при 400 °С в течение 30 минут не наблюдалось деградации транзисторов, что было обеспечено использованием диффузионного барьера WN_x и защитой поверхности транзистора пленкой нитрида кремния.

В работе [50] для формирования металлизации межсоединений с «воздушными» мостами в малошумящем GaAs *p*HEMT вместо металлизации на основе композиции WN_x/Cu (40/2300 нм) было предложено использовать металлизацию $Ti/WN_x/Ti/Cu$ (30/40/30/2300 нм), где пленки Ti использовались в качестве адгезионных слоев. Улучшение адгезии между слоями металлизации позволило улучшить параметры транзисторов и уменьшить разброс их значений по площади GaAs подложки.

В работе [51] для формирования металлизации межсоединений GaAs *p*HEMT была использована многослойная композиция на основе пленки Cu , напыляемая методом электронно-лучевого осаждения. Для защиты поверхности слоя Cu от окисления, поверх металлизации осаждались слои Au/Ti . После чего поверхность транзистора покрывалась слоем нитрида кремния. Было обнаружено, что обработка даже в разбавленных водных растворах HCl и NH_4OH используемая перед осаждением диэлектрика может приводить к коррозии слоя Cu в составе металлизации.

В работе [52] была изготовлена МИС переключателя на GaAs *p*HEMT. Омические контакты транзисторов были выполнены на основе композиции $Au/Ge/Ni/Au$, затворы транзисторов, а также нижняя обкладка конденсаторов были из $Ti/Pt/Au$. Межэлементная металлизация МИС и верхняя обкладка конденсаторов были выполнены на основе трехслойной композиции $Ti/Pt/Cu$ (30/70/2000 нм). В качестве диэлектрика конденсаторов и для защиты поверхности МИС использовались тонкие пленки нитрида кремния. После термообработки МИС переключателей при 250 °С в течение 20 часов отсутствовала деградация их параметров по постоянному току.

В патентах [53–55] представлены три конструкции межэлементной металлизации на основе пленки Cu для устройств на основе полупроводниковых

соединений (GaAs, GaN, InP и др.). В конструкции металлизации Ti/Pt/Ti/Cu/Ti/Pt/Au/Ti (рис. 1.3, а) первый слой Ti выполняет роль адгезионного подслоя, слои Pt использованы в качестве планарных диффузионных барьеров для Cu, второй и третий слои Ti предназначены для предотвращения смешивания слоев Cu и Pt, слой Au обеспечивает возможность выполнения проволочного монтажа по металлизации золотой проволокой методами микросварки. Вместо слоев Pt в качестве диффузионных барьеров могут быть использованы слои Pd или Ni. В другой конструкции металлизации Ti/TiN/Cu/TiN/Pt/Au/Ti в качестве диффузионных барьеров для Cu использованы слои TiN, при этом дополнительные слои Ti между слоями диффузионного барьера и слоем Cu не формируются. В третьей конструкции металлизации Ti/TiN/Cu/Ti/TiW/Au (рис. 1.3, б) слой TiW предназначен для предотвращения взаимодиффузии слоев Cu и Au по торцам металлизации. Для этого слой TiW формируется методом магнетронного осаждения, что позволяет сформировать пленку TiW как поверх слоя Ti так и на торцах металлизации. Вместо слоя TiN могут быть использованы Pt/Ti, Pd/Ti или Ni/Ti.

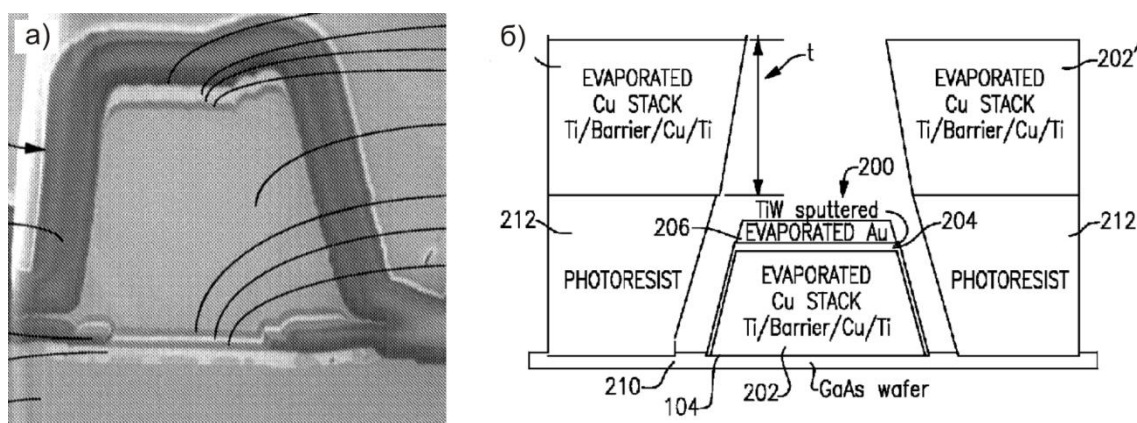


Рис. 1.3. Микроскопическое изображение поперечного сечения межэлементной металлизации Ti/Pt/Ti/Cu/Ti/Pt/Au/Ti (а) и схематичное изображение конструкции межэлементной металлизации Ti/Barrier/Cu/Ti/TiW/Au в маске фоторезиста (б)

[53–55]

В патенте [56] представлена конструкция многоуровневой межэлементной металлизации на основе пленок Cu для A^3B^5 устройств (рис. 1.4). Первый

пассивирующий слой, выполненный из SiN_x (рис. 1.4, поз. 120), покрывает полупроводниковое устройство (рис. 1.4, поз. 100), на нем располагаются уровни металлизации (рис. 1.4, поз. 110), электрически соединенные как с полупроводниковым устройством, так и между собой. Каждый уровень металлизации также покрыт пассивирующим слоем, выполненным из SiN_x . Между собой уровни металлизации разделены слоями межуровневого диэлектрика (рис. 1.4, поз. 130). Каждый уровень металлизации представляет собой многослойную композицию, состоящую из двух групп слоев: контактных и медьсодержащих слоев. Контактные слои могут иметь различные комбинации слоев Ti/Pd/Cu , Ti/NiV/Cu , TiW/TiWN/TiW/Cu , TiW/TiWN/TiW/Au , TiW/Cu , TiW/Au , где слои Ti и TiW выполняют роль адгезионного слоя, слои Pd , NiV , TiW и TiWN выполняют роль диффузионного барьера для меди, слои Cu и Au выполняют роль затравочных слоев. Медьсодержащие слои включают в себя защитные слои, покрывающие слой меди, для защиты меди от окисления. Защитные слои могут быть выполнены из Ni/Au , Ni/Pd/Au , NiV/Au или припоя.

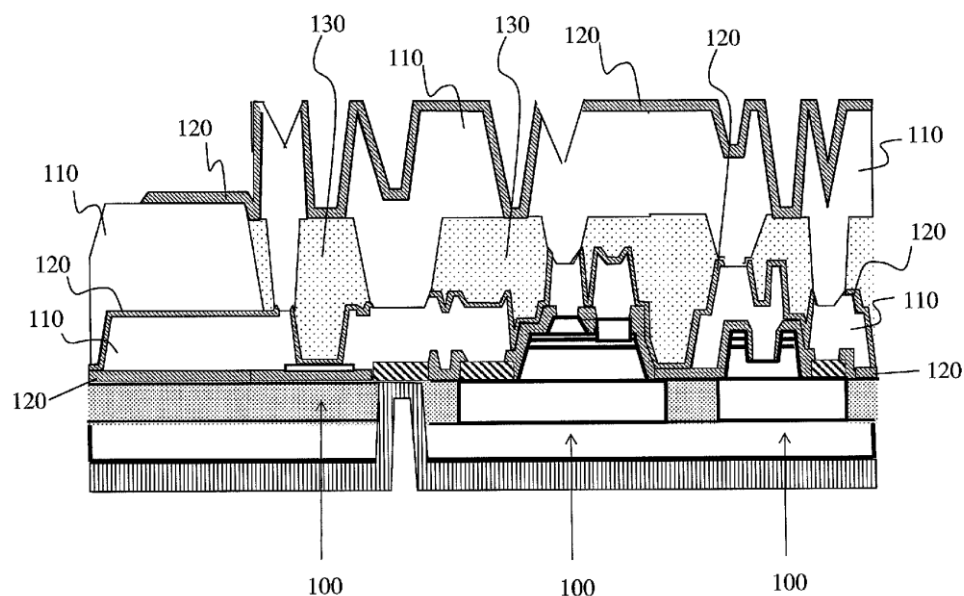


Рис. 1.4. Схематичное изображение конструкции многоуровневой межэлементной металлизации на основе пленок Cu для A^3B^5 устройств. 100 – полупроводниковое устройство, 110 – металлизация на основе Cu , 120 – пленка SiN_x , 130 – межуровневый диэлектрик [56]

В работах [57, 58] исследовалось влияние металлизации обратной стороны пластины GaAs на основе композиций Ta/Cu (10/3000 нм) и TaN/Cu (40/10000/10 нм) на параметры MESFET с металлизацией на основе пленок Au. Перед формированием металлизации обратной стороны подложка утонялась до 75 мкм, слои металлизации напылялись методом магнетронного осаждения. Транзисторы в процессе испытаний показали высокую термостабильность электрических параметров. Пленка диффузионный барьер на основе пленки Ta 10 нм был стабилен вплоть до температуры обработки 400 °С, а на основе пленки TaN 40 нм до 550 °С.

В работе [59] были предложены конструкция и способ формирования термостабильной металлизации обратной стороны GaAs устройств на основе композиции Ni-P/Pd/Cu, где слой Pd выполнял роль диффузионного барьера для Cu. Особенностью способа формирования металлизации было использование только методов химического (слои Ni-P и Pd) и электрохимического (слой Cu) осаждения. По оценке авторов срок службы разработанной металлизации составляет $1,6 \cdot 10^8$ часов на 125 °С.

В работе [60] представлена оптимизация производственной линии и процесса формирования металлизации обратной стороны пластины на основе Cu, проведенная в Skyworks Solutions, Inc. В работе [61] проведено математическое моделирование с целью определения влияния сквозных отверстий на толщину осаждаемой металлизации обратной стороны полупроводниковой пластины на основе пленок Au и Cu. Что позволило на 50 % снизить разброс толщины металлизации относительно исходного значения.

В патенте [62] представлена конструкция металлизации обратной стороны GaAs МИС на основе Cu. Конструкция металлизации состоит из следующей последовательности слоев NiV/Cu(или Au)/Cu для защиты металлизации от воздействия внешней среды поверх слоя Cu формируется защитный слой. Для формирования слоя NiV и тонкого затравочного слоя Cu (или Au) может быть использован метод магнетронного осаждения, верхний слой Cu толщиной от 1 до 40 мкм формируется методом электрохимического осаждения.

В патенте [63] представлены три конструкции металлизации обратной стороны GaAs устройства: Pd/Ni/Cu, NiV/Ni/Cu, Ni/Cu(или Pd)/Cu, где слой Ni формируемый методом химического осаждения выполняет роль диффузионного барьера для Cu.

В патенте [64] представлена конструкция металлизации обратной стороны GaAs устройства на основе Cu предназначенная для монтажа устройства в корпус методом пайки с использованием припоев. Для этого поверх слоя Cu дополнительно формируются слои Ni/Pd. Слой Ni формируется методом химического осаждения и выполняет функцию диффузионного барьера между Cu и припоем. Слой Pd предотвращает окисление поверхности слоя Ni.

В патенте [65] представлена конструкция металлизации обратной стороны полупроводникового устройства на основе пленки Cu (рис. 1.5). Особенностью конструкции является наличие буферного слоя (рис. 1.5, поз. 207) между слоями диффузионного барьера (рис. 1.5, поз. 205) и Cu (рис. 1.5, поз. 209), обеспечивающего согласование термических коэффициентов расширения слоев. В качестве диффузионного барьера может быть использована пленка Pd, буферного слоя – пленки Ni, Ag или сплавов Ni, защитного слоя – пленки Ni, Au, Pd, сплавов Ni-Au, Ni-Pd, Pd-Au, Ni-V.

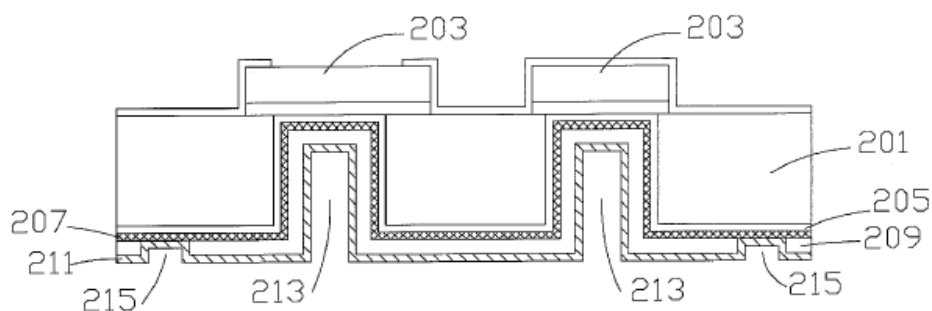


Рис. 1.5. Схематичное изображение конструкции металлизации обратной стороны полупроводникового устройства на основе пленки Cu. 203 – металлизация фронтальной стороны, 205 – диффузионный барьер, 207 – буферный слой, 209 – слой Cu, 211 – защитный слой, 213 – сквозное отверстие, 215 – «streets» [65]

В патенте [66] представлена конструкция полупроводниковой интегральной схемы с RDL слоем и pillar bumps на основе Cu (рис. 1.6). Металлизация RDL отделена от поверхности интегральной схемы двумя слоями диэлектриков SiN (рис. 1.6, поз. 15) и PBO толщиной 10 – 30 мкм (рис. 1.6, поз. 13). Слой SiN также выполняет функцию диффузионного барьера для Cu. Слой RDL состоит из двух частей: диффузионного барьера/затравочного слоя из пленок Pd, Ti/Cu или TiW/Cu (рис. 1.6, поз. 16) и контактного слоя Cu (рис. 1.6, поз. 12). Для защиты от воздействия внешней среды RDL слой покрыт вторым слоем диэлектрика PBO (рис. 1.6, поз. 22). Для обеспечения возможности монтажа интегральной схемы по технологии flip-chip к RDL слою в окна во втором слое PBO сформированы pillar bumps на основе Cu (рис. 1.6, поз. 21).

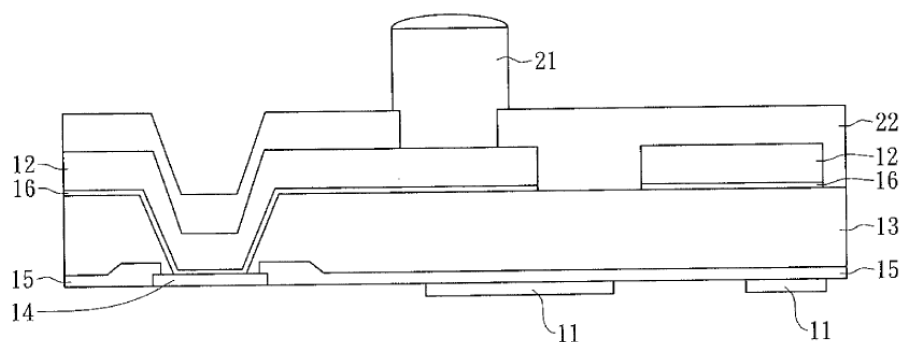


Рис. 1.6. Схематичное изображение конструкции полупроводниковой интегральной схемы с RDL слоем и pillar bumps на основе Cu. 11 – электронное устройство, 12 – контактный слой Cu, 13, 15, 22 – диэлектрические слои, 14 – контактная площадка на основе Au, 16 – диффузионный барьер/затравочный слой, 21 – Cu pillar bump [66]

В патенте [67] представлена конструкция полупроводниковой интегральной схемы с несколькими RDL слоями на основе Cu, разделенными слоями диэлектрика PBO.

В работе [68] представлена InGaP/GaAs HBT СВЧ МИС с металлизацией на основе Au поверх которой были сформированы RDL слой и pillar bumps на основе Cu (рис. 1.7). Толщина слоя Cu в RDL составляла 8 мкм. Для уменьшения

взаимного влияния элементов МИС и RDL были разделены слоем диэлектрика толщиной 10 мкм с низкой диэлектрической проницаемостью. Формирование индуктивностей в RDL слое позволило на 30 % улучшить их добротность по сравнению с индуктивностями на основе пленок Au в МИС прототипа без RDL слоя. Также на 23 % уменьшилась площадь МИС с RDL слоем в сравнении с МИС прототипа.

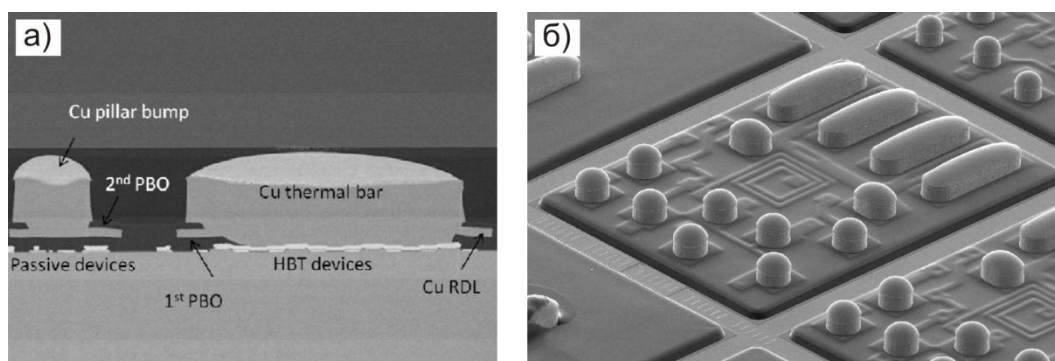


Рис. 1.7. Микроскопические изображения поперечного сечения (а) и поверхности (б) InGaP/GaAs НВТ СВЧ МИС с RDL слоем и «bumps» на основе Cu [68]

В работах [69, 70] проводилось формирование к GaAs СВЧ МИС pillar bumps на основе Cu для обеспечения возможности монтажа интегральной схемы по технологии flip-chip и улучшения теплоотвода от активных элементов МИС (формирование bumps в виде так называемых «thermal bar»). В работе [70] продемонстрировано улучшение электрических параметров и теплового режима InGaP/GaAs НВТ транзистора с использованием техпроцесса с pillar bumps.

1.4 Текущее состояние разработки технологии GaN СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Cu

В настоящее время в мире существуют две концепции производства силовых приборов на основе GaN. Первая подразумевает использование кремниевой технологической линии CMOS фабрики для выпуска транзисторов, базовым материалом металлизации проводников в этом случае является Al. Вторая – СВЧ фабрики по промышленному выпуску GaAs и GaN транзисторов и

монолитных интегральных схем на их основе, с металлизацией на основе пленок Au. Благодаря ряду преимуществ (более высокие электропроводность, теплопроводность и стойкость к электромиграции) еще одним перспективным материалом металлизации силовых GaN приборов является Cu.

В период с 2009 по 2014 гг. был проведен ряд работ [40–46], на практике показавший возможность использования Cu в составе металлизации мощных СВЧ GaN транзисторов. Помимо этого использование унифицированной технологии для приборов на основе GaAs и GaN позволяет применить наработки по Cu металлизации в технологии GaAs СВЧ МИС (за исключением состава металлизации контактов металл-полупроводник и поправкой на мощность приборов).

В работах [71, 72] представлены исследования электрических параметров омического контакта на основе композиции Ti/Al/Ni/Cu к гетеропереходам AlGaN/GaN. Толщина пленок Ti, Al и Cu в составе металлизации была фиксирована и составляла 20, 120 и 200 нм соответственно, при этом толщина пленки Ni варьировалась в диапазоне от 5 до 25 нм. Термический отжиг контактов проводился при 900 °С в течение 30 секунд в атмосфере азота. Оптимальная толщина пленки Ni составила 5 нм при этом приведенное контактное сопротивление омического контакта составляло $1,35 \cdot 10^{-6}$ Ом·см². Аналогический контакт с металлизацией на основе Au демонстрировал значение $1,19 \cdot 10^{-6}$ Ом·см². При этом омический контакт с металлизацией на основе Cu характеризовался более гладкой морфологией поверхности контактной площадки, а также ее края после высокотемпературной термообработки.

В работе [73] был исследован омический контакт Ti/Al/Ni-Ta/Cu-Ta к гетероструктуре AlGaN/GaN. Первый слой Ta с толщинами 12 и 25 нм выполнял функцию диффузионного барьера для Cu. Верхний слой Ta обеспечивал защиту пленки Cu от окисления. Толщина пленки Cu составляла 50 и 100 нм. Также был рассмотрен вариант без первого слоя Ta. После термического отжига при 900 °С поверхность пластины покрывалась слоем Si₃N₄ толщиной 200 нм. Удельное сопротивление омических контактов составило 0,46 – 0,9 Ом·мм. Тесты показали

отсутствие деградации сопротивления контактов даже после отжига при 1000 °С и при длительной работе при повышенной температуре AlGaIn/GaN HEMT с такими омическими контактами вплоть до 750 °С.

В работе [74] были продемонстрированы СВЧ AlGaIn/GaN HEMT с затворами на основе металлизации TiN/Cu (50/200 нм). В процессе проведения наработки в режиме $U_{ds} = 200$ В, $U_{gs} = -5$ В в течение 32 часов у транзисторов отсутствовала какая-либо деградация токов I_{ds} и I_{gs} . Также после термообработки при 250 °С в течение одного часа не наблюдалось заметного изменения электрических параметров.

В работе [75] для формирования металлизации межсоединений GaN HEMT была использована многослойная композиция Ti/Pt/Ti/Cu. В качестве металлизации омического контакта использовалась композиция Ti/Al/Ni/Au, затвор длиной 1,5 мкм был выполнен на основе Ni/Au. Слой Pt в металлизации был использован в качестве диффузионного барьера для Cu. Разработанный транзистор демонстрировал отсутствие деградации электрических параметров в процессе термообработки при 350 °С в течение 30 минут и наработки в режиме $U_{ds} = 28$ В в течение 24 часов при комнатной температуре.

В работе [76] представлены результаты разработки мощного AlGaIn/GaN HEMT с полностью Cu металлизацией. Для формирования металлизации омического контакта использовалась композиция Ti/Al/Ni/Cu (30/125/50/100 нм), контакта Шоттки – Ni/Cu (20/200 нм), межсоединений – Ti/Cu (50/1000 нм). Формирование мостов в металлизации межсоединений проводилось по пленке ВСВ толщиной 2 мкм. Разработанный транзистор демонстрировал электрические характеристики близкие к характеристикам аналога с металлизацией на основе пленок Au.

1.4. Выводы и постановка задачи исследования

Анализ литературных данных позволил сформулировать следующие выводы.

1) В технологии GaAs СВЧ МИС металлизация традиционно формируется на основе пленок Au. Основными методами, используемыми для формирования элементов металлизации, являются обратная литография и термическое осаждение тонких пленок в вакууме. Метод электрохимического осаждения обычно используется при формировании пленок Au толщиной более 1,5 – 2 мкм в металлизации фронтальной стороны пластины, а также при формировании пленки Au в металлизации обратной стороны пластины.

2) Межэлементная металлизация GaAs СВЧ МИС обычно содержит 2 – 3 уровня. Формирование металлизации проводится двумя способами с использованием слоев межуровневого диэлектрика и по технологии с формированием «воздушных» мостов.

3) Для формирования слоев межуровневого диэлектрика и защиты поверхности МИС используются пленки Si_xN_y , полиимида, BCB, PBO и др. Для формирования диэлектрика конденсаторов обычно используются пленки Si_xN_y .

4) В технологии Si ИС основным материалом межэлементной металлизации является Cu. Технология формирования межэлементной металлизации отлична от таковой в GaAs СВЧ МИС. Основными методами, используемыми для формирования элементов металлизации, являются прямая литография, магнетронное осаждение слоев проводящих диффузионных барьеров, электрохимическое осаждение слоев Cu и химико-механическая полировка слоев Cu и диффузионного барьера.

5) Основной принцип при формировании Cu металлизации в Si ИС заключается в полном оболачивании Cu проводников слоями проводящих и диэлектрических диффузионных барьеров. Данный принцип может быть использован при разработке технологии GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Cu. Также могут быть использованы наработки по материалам

диффузионных барьеров, положительным моментом является наличие качеств диффузионного барьера у пленок нитрида кремния широко используемых в технологии GaAs СВЧ МИС.

6) Исследования по разработке технологии GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu охватывают все основные элементы металлизации МИС, а именно металлизацию контактов металл-полупроводник, межэлементную металлизацию и металлизацию обратной стороны пластины GaAs. Также в работах рассмотрены аспекты формирования дискретных транзисторов с металлизацией на основе пленок Cu, формирования Cu RDL слоев и pillar bumps к GaAs СВЧ МИС с традиционной металлизацией на основе пленок Au. Показано, что транзисторы с металлизацией на основе пленок Cu по электрическим параметрам не уступают аналогам с металлизацией на основе пленок Au.

7) Существует интерес к использованию Cu металлизации в технологии мощных GaN приборов, что связано с более высокими проводимостью, теплопроводностью и стойкостью к электромиграции Cu в сравнении с Au.

8) До настоящего времени в мире не разработано полноценной технологии изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, но продолжающиеся в последние годы работы в данном направлении свидетельствуют об актуальности задачи.

Целью настоящей работы является исследование, разработка и создание конструкции и технологии изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, а также оценка надежности МИС малошумящих усилителей, изготовленных по разработанной технологии.

Для реализации поставленной цели были сформулированы следующие задачи:

1) разработать и оптимизировать конструкции активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu с учетом особенностей их интеграции в состав МИС;

- 2) разработать и апробировать технологический маршрут изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu;
- 3) исследовать и оптимизировать процессы формирования омических и барьерных контактов металл-полупроводник, межэлементной металлизации и металлизации обратной стороны пластины GaAs, а также защиты фронтальной стороны МИС;
- 4) оценить надежность и определить закономерности деградации активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu;
- 5) исследовать электрические параметры и оценить надежность GaAs СВЧ МИС малошумящего усилителя с металлизацией на основе пленок Al и Cu.

ГЛАВА 2. Техника и методика эксперимента

2.1 Техника эксперимента

Для проведения экспериментальных работ было использовано технологическое и контрольно-измерительное оборудование АО «НПФ «Микран» и НОЦ «Нанотехнологии» ФГБОУ ВО ТУСУР. Ниже приведен список оборудования, сгруппированный по видам выполнявшихся работ.

1) Формирование резистивных масок и пленок ВСВ:

- установка для проведения «мокрых» химических обработок OPTIWet SB30;
- установки для формирования резистивных пленок методом центрифугирования EVG-150, EVG-101 и OPTISpin SB20;
- термоплиты Sawatec HP-401-250C;
- установка контактной литографии MJB4;
- установка электронно-лучевой литографии Raith 150two;
- установка лазерной литографии DWL2000;
- установка плазмохимической обработки в кислородной плазме YES-G500.

2) Осаждение слоев металлизации:

- установки электронно-лучевого осаждения тонких пленок Mark 50, а также ORION-B с дополнительно установленным магнетроном TORUS TM04 с импульсным источником питания APEL-M-5PDC;
- установка УВН-71П с магнетроном для осаждения тонких пленок NiCrSi;
- экспериментальная установка для электрохимического осаждения тонких пленок Cu с реверсным источником питания.

3) Термообработка:

- термоплита;
- термоплита Sawatec HP-401-250C;
- экспериментальная установка быстрого термического отжига.

- 4) Осаждение тонких пленок Si_xN_y :
 - установка плазмохимического осаждения из газовой фазы Oxford Plasmolab System 100.
- 5) Травление тонких пленок Si_xN_y и сквозных отверстий в пластинах GaAs:
 - установка реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме Corial 200IL.
- 6) Утонение пластин GaAs:
 - установка шлифовки/полировки Logitec LP50.
- 7) Микросварка выводов МИС проволокой:
 - установки Palomar 8000, ЭМ4320, Orthodyne 3700 и K&S 4325.
- 8) Визуальный контроль:
 - оптические микроскопы Leitz metalloplan, Leica INM 100;
 - установка электронно-лучевой литографии Raith 150two (в режиме сканирующего электронного микроскопа).
- 9) Измерение параметров тестовых элементов, активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС, а также МИС МШУ:
 - векторный анализатор цепей P4M-18;
 - измеритель коэффициента шума Agilent N8975A;
 - измеритель параметров полупроводниковых приборов Л2-56;
 - зондовые станции Suss-PA200, Cascade ESP150RF;
 - лабораторный источник питания Agilent E3646A;
 - мультиметр APPA 301.
- 10) Оборудование для проведения ускоренных испытаний:
 - климатическая камера Espec SH-261;
 - лабораторный источник питания Agilent E3646A.

2.2 Методика эксперимента

2.2.1 Формирование тестовых элементов

В процессе выполнения поставленной задачи исследования проводилось формирование различных тестовых элементов:

- 1) тестовых транзисторов с металлизациями омических контактов и затворов на основе пленок Al, Cu и Au;
- 2) тестовых структур для оптимизации знаков совмещения на основе металлизации омических контактов для использования в методе электронно-лучевой литографии;
- 3) тестовых структур для разработки методики формирования резистивной маски для T-образного затвора методами UV- и электронно-лучевой литографии;
- 4) тестовых структур для отработки формирования металлизации первого и второго уровней на основе пленок Cu;
- 5) тестовых структур для отработки формирования металлизации обратной стороны пластины GaAs на основе пленки Cu;
- 6) активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu в дискретном исполнении.

Формирование активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu в дискретном исполнении проводилось на GaAs подложках одновременно с формированием GaAs СВЧ МИС МШУ. Дискретные элементы были сгруппированы в специальных тестовых блоках на подложке. В общем виде технология формирования элементов рассмотрена в Разделе 2.2.8, более детально в Главе 4.

2.2.2 Формирование тестовых транзисторов с металлизациями омических контактов и затворов на основе пленок Al, Cu и Au

Для формирования тестовых транзисторов с различными металлизациями омических контактов и затворов были использованы полуизолирующие пластины GaAs, на поверхности которых методом молекулярно-лучевой эпитаксии были выращены псевдоморфные гетероструктуры AlGaAs/InGaAs/AlGaAs. Для снижения сопротивления омических контактов, формируемых к гетероструктуре, поверх слоя AlGaAs дополнительно были выращены слои AlAs (стоп-слой для селективного травления n^+ -GaAs) и n^+ -GaAs ($n^+ = 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$). Затворы транзисторов, имели Т-образный профиль с длиной основания 250 нм, общая ширина затвора каждого транзистора составляла 100 мкм.

Типовой технологический маршрут изготовления тестовых транзисторов включал в себя следующую последовательность технологических блоков:

- формирование межэлементной изоляции;
- формирование омических контактов;
- (опционально) осаждение первого слоя Si_xN_y и формирование в ней окна под затвор транзистора;
- формирование Т-образных затворов транзисторов;
- (опционально) осаждение второго слоя Si_xN_y и формирование окон в слоях диэлектрика к контактными площадкам транзисторов.

Формирование межэлементной изоляции проводилось методом прямой литографии по однослойной резистивной маске на основе резиста AZ1505 с последующим жидкостным химическим травлением слоев гетероструктуры в водном растворе $\text{H}_3\text{PO}_4 : \text{H}_2\text{O}_2$ на глубину 0,15 мкм.

Формирование омических контактов проводилось методом обратной литографии по двухслойной резистивной маске LOR 5B/AZ1505 600/500 нм. Экспонирование резистов проводилось методом контактной литографии. Металлизации омических контактов на основе композиций Ni/Ge/Au/Ni/Au 5/25/100/20/150 нм, Ge/Cu/Mo 78/122/100 нм, Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo

15/10/150/50/100/50 нм и Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/30 нм напылялись методом электронно-лучевого осаждения. После удаления резистивной маски с поверхности пластины с целью формирования омических контактов проводился отжиг металлизации

Осаждение первого слоя Si_xN_y проводилось в случае использования омических контактов на основе композиции Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo, для защиты торцов металлизации омических контактов и при формировании затворов транзисторов по щели в Si_xN_y . В первом случае толщина пленки составляла 250 нм, во втором – 100 нм. Формирование пленок проводилось методом плазмохимического осаждения из газовой фазы. Травление щели в диэлектрике выполнялось методом реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме по однослойной резистивной маске на основе резиста ПММА с молекулярным весом 950000 (ПММА 950к). Экспонирование пленки резиста проводилось методом ЭЛЛ на установке Raith 150two. Ширина щели в пленках диэлектрика составляла 1 мкм и 250 нм соответственно.

Формирование T-образных затворов и затворных шин транзисторов проводилось методом обратной литографии по трехслойной резистивной маске ПММА 950к/LOR 5B/ПММА 495к 300/600/200 нм. Экспонирование резистов выполнялось методом электронно-лучевой литографии. Перед осаждением металлизации выполнялось селективное жидкостное травление подзатворного заглабления по сформированной резистивной маске, что обеспечивало симметричное расположение затвора относительно подзатворного заглабления. Осаждение металлизации затворов на основе композиций Ti/Al/Mo 50/400/30 нм, Ti/Mo/Cu/Mo 50/30/350/30 нм, Ti/ WN_x /Cu/ WN_x 50/40/350/40 нм проводилось на установке ORION-B. Осаждение слоев Ti, Al, Cu, Mo проводилось методом электронно-лучевого осаждения, слов WN_x – методом магнетронного осаждения с помощью магнетрона, размещенного в вакуумной камере установки ORION-B.

Осаждение второго слоя Si_xN_y проводилось в случае формирования затворов транзисторов по щели в Si_xN_y . Осаждение пленки толщиной 150 нм проводилось методом плазмохимического осаждения из газовой фазы. Формирование окон в

слоях диэлектрика выполнялось методом реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме по однослойной резистивной маске на основе резиста AZ1505. Экспонирование пленки резиста проводилось методом контактной литографии.

2.2.3 Формирование тестовых структур для оптимизации знаков совмещения для электронно-лучевой литографии

Для проведения операций ЭЛЛ в качестве знаков совмещения использовались знаки, в виде крестов сформированные на основе металлизации омических контактов. С целью улучшения контрастности знаков совмещения была проведена оптимизация металлизации омических контактов и профиля знаков совмещения.

В эксперименте была использована полуизолирующая пластина GaAs. Формирование знаков совмещения проводилось методом обратной литографии по двухслойной резистивной маске LOR 5B/ПММА 495к 600/200 нм. Экспонирование резистов выполнялось на установке ЭЛЛ Raith 150two. В топологии была заложена разная ширина линий знаков совмещения от 0,25 до 2 мкм с шагом 0,25 мкм.

После формирования резистивной маски пластина GaAs была разделена на две части. На обе половины проводилось осаждение металлизации омического контакта Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/d нм, различающихся толщиной слоя Mo d равной 20 и 100 нм, соответственно. Слои металлизации напылялись методом электронно-лучевого осаждения. После удаления резистивной маски в проводился отжиг металлизации на термоплите при температуре 250 °С в течение 10 мин в атмосфере азота.

Оценка контрастности знаков совмещения проводилась на установке Raith 150two в режиме сканирующего электронного микроскопа. Ускоряющее напряжение электронного луча равнялось 30 кВ, ток электронного луча 300 пА. Оценка контрастности проводилась с использованием детектора вторичных

электронов по Эверхарту и Торнли [77]. С помощью данного детектора формировались изображения и профили контрастности металлизации знаков совмещения на фоне GaAs подложки. В качестве реперных были использованы знаки совмещения на основе металлизации Ni/Ge/Au/Ni/Au 5/25/100/20/150 нм с шириной линий 2 мкм, ранее сформированные при изготовлении тестовых транзисторов с металлизацией омических контактов на основе композиции Ni/Ge/Au/Ni/Au.

2.2.4 Формирование тестовых структур для разработки методики формирования резистивной маски для T-образного затвора

В экспериментах направленных на разработку методики формирования резистивной маски для T-образного затвора методами UV- и электронно-лучевой литографии использовались полуизолирующие пластины GaAs. На поверхности пластин проводилось формирование макетов омических контактов Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100 нм со знаками совмещения для ЭЛЛ.

На подготовленных пластинах формировались трехслойные резистивные маски ПММА 950к/LOR 5В/ПММА 495к 300/600/200 нм. Экспонирование резистов проводилось на установках MJB4 и Raith 150two. Подробно методика формирования резистивной маски рассмотрена в Разделе 4.5.1.

2.2.5 Формирование тестовых структур для отработки процесса формирования металлизации первого и второго уровней на основе пленки Cu

В экспериментах по разработке конструкции металлизации первого уровня на основе пленки Cu, оптимизации резистивной маски и режимов ее удаления использовались полуизолирующие пластины GaAs с предварительно осажденным на их поверхность слоем Si_xN_y толщиной 100 нм или без него. Формирование

пленки Si_xN_y проводилось методом плазмохимического осаждения из газовой фазы.

На поверхности подложек формировалась двухслойная резистивная маска из резистов LOR 5B/AZ1505 d/500 нм, где толщина d в экспериментах менялась от 600 до 1000 нм. Экспонирование резистов проводилось методами контактной и лазерной литографии на установках MJB4 и DWL2000 соответственно. Напыление слоев Cu и Mo выполнялось методом электронно-лучевого осаждения, слоев Ta, Mo, W и WN_x методом магнетронного осаждения с помощью магнетрона, размещенного в вакуумной камере установки ORION-B.

В экспериментах по разработке конструкции металлизации поверх элементов металлизации мог осаждаться второй слой Si_xN_y толщиной 100 нм (подробно рассмотрено в разделе 3.2.7). Оптимизации резистивной маски и процесса удаления резистивной маски подробно рассмотрены в Разделах 4.4.1 и 4.4.2 соответственно.

В экспериментах по отработке режимов электрохимического осаждения тонких пленок Cu для металлизации второго уровня использовались полуизолирующие пластины GaAs. На поверхности пластин методом электронно-лучевого осаждения формировался подслой Ti/Cu 50/80 нм. Затем пластины делились на образцы с площадью 3 – 4 см². На образцы в различных режимах проводилось осаждение пленки Cu толщиной около 3 мкм из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л). После чего проводился контроль морфологии поверхности осажденных пленок на установке Raith 150two используемой в режиме электронного сканирующего микроскопа.

В экспериментах по отработке селективного травления пленок Ti и Cu в подслое Ti/Cu 50/80 нм. После напыления подслоя, на поверхности подложки формировалась однослойная резистивная маска из пленки резиста MAP1240 толщиной 5 мкм. Экспонирование пленки резиста проводилось методом контактной литографии. По сформированной маске методом электрохимического осаждения проводилось формирование пленки Cu толщиной 3 мкм. После

удаления резиста пластина делилась на части. На них проводились эксперименты по подбору состава травителей для пленок Ti и Cu из подслоя.

2.2.6 Формирование тестовых структур для отработки процесса формирования металлизации обратной стороны пластины GaAs на основе пленки Cu

В экспериментах по разработке конструкции металлизации обратной стороны пластины были использованы полуизолирующие пластины GaAs. Пластины приклеивались на жесткий носитель, после чего производилось их утонение до 100 мкм методом механической шлифовки. Формирование сквозных отверстий в GaAs подложке проводилось методом реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме, по однослойной резистивной маске из резиста MAP1240. Экспонирование пленки резиста проводилось методом контактной литографии. Перед травлением проводилась термообработка резиста при температуре 120 °С в течение 5 мин на горячей плите. Это позволило сформировать пологие стенки в маске и обеспечить травление наклонных стенок отверстий.

После удаления резиста на подготовленную пластину проводилось осаждение слоев металлизации. Слой Ni формировался методом химического осаждения, слои W и затравочный слой Cu – методом магнетронного осаждения, основной слой Cu – методом электрохимического осаждения из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л). Контроль морфологии поверхности и поперечного сечения осажденных пленок в области сквозного отверстия на установке Raith 150two используемой в режиме электронного сканирующего микроскопа.

В экспериментах по отработке селективного травления пленок W и Cu в металлизации обратной стороны пластины GaAs. После формирования металлизации на поверхности подложки формировалась однослойная резистивная маска из пленки резиста MAP1240. Экспонирование пленки резиста проводилось

методом контактной литографии. После проявления резиста проводились эксперименты по подбору состава травителей для пленок W и Cu.

2.2.7 Методика оценки термостойкости и термостабильности тестовых элементов

Оценка термостойкости проводилась для тестовых транзисторов с металлизациями омических контактов и затворов на основе пленок Al, Cu и Au, а также металлизации первого уровня на основе пленки Cu, изготовленных по различным конструкциям. Для этого образцы, с изготовленными элементами, подвергались термообработке в диапазоне температур 150 – 300 °С с шагом 25 °С в атмосфере азота (по одному образцу на каждую температуру), время обработки составляло 1 ч. Термообработка проводилась с использованием термоплиты для отжига омических контактов.

В процессе термообработки фиксировалось изменение внешнего вида элементов, методами оптической (Leitz metalloplan) и сканирующей электронной микроскопии (Raith 150two). У тестовых транзисторов дополнительно контролировалось изменение пробивного напряжения затвор-сток BV_{gd} (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм). Изменение проводилось на зондовой станции Cascade ESP150RF с использованием измерителя параметров полупроводниковых приборов Л2-56.

Оценке термостабильности помимо тестовых транзисторов и металлизации первого уровня подвергались также металлизация обратной стороны пластины GaAs, активные и пассивные элементы GaAs СВЧ МИС выполненные в дискретном исполнении. Для оценки термостабильности проводилась термообработка тестовых элементов при температуре 250 °С в атмосфере азота, суммарное время обработки составляло 24 ч. Термообработка проводилась с использованием термоплиты Sawatec HP-401-250C.

В процессе термообработки фиксировалось изменение электрических параметров и внешнего вида элементов. Перед термообработкой фиксировались

начальные значения электрических параметров тестовых элементов. Повторные измерения в первые 10 часов обработки проводились через каждый час, в последующем через каждые четыре-пять часов. У тестовых транзисторов с высокой подвижностью электронов контролировалось изменение пробивного напряжения затвор-сток (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм), а после 24 часов оценивалось также изменение тока насыщения I_{dss} , максимальной крутизны g_m и напряжения отсечки U_p , у тонкопленочных резисторов и металлизации первого уровня – сопротивление, у конденсаторов – пробивное напряжение диэлектрика. Контроль внешнего вида элементов проводился методами оптической (Leitz metalloplan) и сканирующей электронной микроскопии (Raith 150two).

2.2.8 Технология изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ

В данном разделе технология изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе пленок Al и Cu представлена в обобщенном виде, более подробное описание технологических блоков представлено в Главе 4.

Для формирования МИС МШУ с металлизацией на основе пленок Al и Cu были использованы полуизолирующие пластины GaAs, на поверхности которых методом молекулярно-лучевой эпитаксии были выращены псевдоморфные гетероструктуры AlGaAs/InGaAs/AlGaAs. Для снижения сопротивления омических контактов, формируемых к гетероструктуре, поверх слоя AlGaAs дополнительно были выращены слои AlAs (стоп-слой для селективного травления n^+ -GaAs) и n^+ -GaAs ($n^+ = 5 \cdot 10^{18}$ см⁻³).

Технологический маршрут состоял из следующей последовательности технологических блоков:

- 1) формирование межэлементной изоляции (рис. 2.1, а);
- 2) формирование омических контактов (рис. 2.1, б);
- 3) формирование нижней обкладки конденсаторов (рис. 2.1, в);
- 4) формирование затворов транзисторов (рис. 2.1, г);

- 5) формирование межэлементной металлизации первого уровня (рис. 2.1, д);
- 6) формирование тонкопленочных резисторов (рис. 2.1, е);
- 7) формирование межэлементной металлизации второго уровня (рис. 2.1, ж);
- 8) формирование защиты фронтальной стороны МИС (рис. 2.1, з);
- 9) утонение GaAs пластины;
- 10) травление сквозных отверстий;
- 11) формирование металлизации обратной стороны со «streets» на границах кристаллов МИС (рис. 2.1, и);
- 12) резка GaAs пластины на отдельные кристаллы МИС.

1) Формирование межэлементной изоляции проводилось методом прямой литографии по однослойной резистивной маске на основе резиста AZ1505 с последующим жидкостным химическим травлением слоев гетероструктуры в водном растворе $\text{H}_3\text{PO}_4 : \text{H}_2\text{O}_2$ на глубину 0,15 мкм.

2) Технологический блок омических контактов включал в себя: формирование омических контактов, осаждение первого слоя Si_xN_y и травление щели в диэлектрике под затворы транзисторов.

Формирование омических контактов проводилось методом обратной литографии по двухслойной резистивной маске LOR 5B/AZ1505 600/500 нм. Экспонирование резистов проводилось методом контактной литографии. Металлизация омических контактов Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100 нм напылялась методом электронно-лучевого осаждения. После удаления резистивной маски с поверхности пластины с целью формирования омических контактов проводился отжиг металлизации на термоплите Sawatec HP-401-250C в атмосфере азота.

Затем методом плазмохимического осаждения из газовой фазы проводилось формирование на поверхности подложки первого слоя Si_xN_y толщиной 100 нм. Травление щели в диэлектрике шириной около 600 нм под затворы транзисторов выполнялось методом реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме по однослойной резистивной маске на основе резиста ПММА 950к. Экспонирование резиста проводилось методом ЭЛЛ на установке Raith 150two.

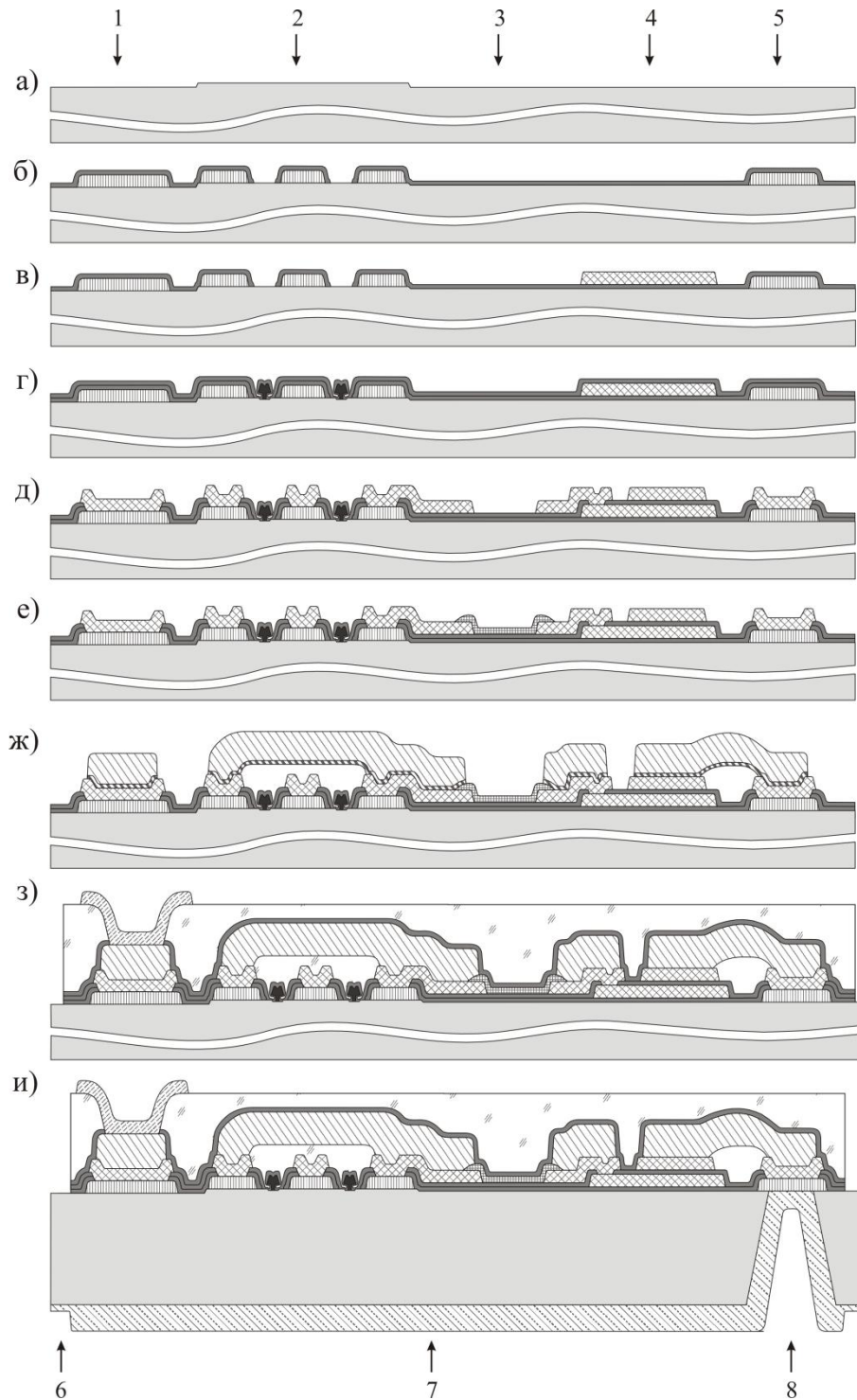


Рис. 2.1. Схематичное изображение технологического маршрута изготовления

GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе пленок Al и Cu.

Формируемый элемент: 1 – контактная площадка МИС, 2 – транзистор,
 3 – тонкопленочный резистор, 4 – конденсатор, 5 – контактная площадка
 сквозного отверстия, 6 – «street», 7 – металлизация обратной стороны МИС,
 8 – сквозное отверстие

3) Формирование нижней обкладки конденсаторов проводилось методом обратной литографии по двухслойной резистивной маске LOR 5B/AZ1505 900/500 нм. Экспонирование резистов проводилось методом контактной литографии. Металлизация нижней обкладки конденсаторов W/Cu/WN_x 40/380/50 нм напылялась методами электронно-лучевого и магнетронного осаждения на установке ORION-B.

4) Технологический блок затворов транзисторов включал в себя: селективное жидкостное травление подзатворного заглабления, формирование затворов и затворных шин, осаждение второго слоя Si_xN_y.

Формирование затворов и затворных шин транзисторов проводилось методом обратной литографии по трехслойной резистивной маске ПММА 950к/LOR 5B/ПММА 495к 300/600/200 нм. Формирование резистивной маски проводилось методами UV- и электронно-лучевой литографии. Перед осаждением металлизации выполнялось селективное жидкостное травление подзатворного заглабления по сформированной резистивной маске, что обеспечивало симметричное расположение затвора относительно подзатворного заглабления. Металлизация затворов и затворных шин Ti/Al/Mo 50/400/30 нм напылялась методом электронно-лучевого осаждения.

Затем методом плазмохимического осаждения из газовой фазы проводилось формирование на поверхности подложки второго слоя Si_xN_y толщиной 150 нм.

5) Технологический блок межэлементной металлизации первого уровня включал в себя: формирование окон к нижележащим элементам в первом и втором слоях Si_xN_y, формирование межэлементной металлизации первого уровня.

Формирование окон в слоях диэлектрика выполнялось методом реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме по однослойной резистивной маске на основе резиста AZ1505. Экспонирование пленки резиста проводилось методом контактной литографии.

Формирование первого уровня межэлементной металлизации GaAs СВЧ МИС проводилось методом обратной литографии по двухслойной резистивной маске LOR 5B/AZ1505 900/500 нм. Экспонирование резистов выполнялось

методом контактной литографии. Металлизация нижней обкладки конденсаторов $W/Cu/WN_x$ 40/380/50 нм напылялась методами электронно-лучевого и магнетронного осаждения на установке ORION-B.

6) Формирование тонкопленочных резисторов проводилось методом обратной литографии по двухслойной резистивной маске LOR 5B/AZ1505 600/500 нм. Экспонирование резистов выполнялось методом контактной литографии. Резистивный слой NiCrSi со слоевым сопротивлением 18-19 Ом/кв. напылялся методом магнетронного осаждения.

7) Формирование второго уровня межэлементной металлизации GaAs СВЧ МИС, проводилось методом электрохимического осаждения Cu, по технологии, с формированием так называемых «воздушных» мостов. На поверхности подложки формировалась двухслойная резистивная маска. Экспонирование резистов проводилось методом контактной литографии. Между слоями резистов размещался тонкий подслой Ti/Cu 50/80 нм, необходимый для процесса электрохимического осаждения слоя Cu. Металлизация подслоя напылялась методом электронно-лучевого осаждения. Электрохимическое осаждение пленки меди на подложке проходило локально в окнах во втором слое резистивной маски. Осаждение проводилось из электролита $CuSO_4 : H_2SO_4 : C_2H_5OH$ (100 : 70 : 10 г/л). Толщина пленки Cu после осаждения составляла около 3 мкм. После удаления верхнего слоя резистивной маски выполнялось селективное травление пленок Cu и Ti тонкого подслоя между проводниками межэлементной металлизации второго уровня.

8) Технологический блок формирования защиты фронтальной стороны GaAs СВЧ МИС включал в себя: осаждение третьего слоя Si_xN_y , нанесение пленки ВСВ, формирование окон к контактными площадкам МИС и «streets» на границах чипов в слоях Si_xN_y/BCB и формирование металлизации Ti/Pt/Au поверх контактных площадок МИС.

Осаждение третьего слоя Si_xN_y толщиной 100 нм на поверхности подложки проводилось методом плазмохимического осаждения из газовой фазы. Нанесение пленки ВСВ толщиной 5 мкм методом центрифугирования.

Здесь была использована светочувствительная марка BCB, что позволило провести формирование окон и «streets» в пленке методом контактной литографии. После проявления пленка BCB была подвергнута процедуре термозадубливания. Травление всех трех слоев Si_xN_y выполнялось методом реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме по пленке BCB.

Формирование металлизации Ti/Pt/Au проводилось методом обратной литографии по двухслойной резистивной маске LOR 5B/AZ1505 900/500 нм. Экспонирование резистов выполнялось методом контактной литографии. Металлизация Ti/Pt/Au 50/25/400 нм напылялась методом электронно-лучевого осаждения.

9) Утонение GaAs подложки проводилось методом механической шлифовки. Процесс проводился в два этапа. На первом этапе использовался шлифовальный порошок с более крупными размерами частиц, для относительно быстрого удаления лишнего объема GaAs. После этого этапа поверхность подложки имела развитый рельеф. Для получения гладкой поверхности подложки на втором этапе проводилась полировка, с использованием шлифовального порошка с меньшим средним размером частиц.

10) Формирование сквозных отверстий в GaAs подложке проводилось методом реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме, по однослойной резистивной маске из резиста MAP1240. Экспонирование пленки резиста проводилось методом контактной литографии. Перед травлением проводилась термообработка резиста при температуре 120 °C в течение 5 мин на горячей плите. Это позволило сформировать пологие стенки в маске и обеспечить травление наклонных стенок отверстий.

11) Технологический блок формирования металлизации обратной стороны пластины GaAs включал в себя: осаждение слоев металлизации и формирование «streets» на границах кристаллов МИС.

Металлизация обратной стороны была представлена композицией Ni/W/Cu/Cu/W 50–1000/100/200/3800/100 нм. Слой Ni формировался методом химического осаждения. Слои W и первый слой Cu (200 нм) методом

магнетронного осаждения. Второй слой Cu (3800 нм) методом электрохимического осаждения из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л).

12) Разделение GaAs пластины с изготовленными МИС МШУ на отдельные кристаллы проводилось методом дисковой резки.

2.2.9 Методика проведения ускоренных испытаний на долговечность GaAs СВЧ МИС МШУ

Для проведения ускоренных испытаний GaAs СВЧ МИС МШУ были смонтированы в модули с разъемами, посредством которых обеспечивалась подача напряжения питания и измерение СВЧ параметров микросхем (рис. 2.2).



Рис. 2.2. Изображение модуля со смонтированной для проведения ускоренных испытаний GaAs СВЧ МИС МШУ

Ускоренные испытания на долговечность проводились на основе стандарта MIL-STD-883, метод 1005. Модули помещались в климатическую камеру Espec SH-261 с температурой среды 125 °С при одновременной подаче на МИС напряжения питания 5 В, что соответствовало номинальному напряжению питания данной МИС. Общее время ускоренных испытаний составляло 1000 часов. Перед проведением и через каждые 100 часов испытаний проводилось измерение параметров МИС, для чего модули извлекались из климатической камеры. В процессе испытаний контролировались изменения коэффициентов

усиления и шума на трех фиксированных частотах рабочего диапазона МИС: 8; 9 и 10 ГГц, также проводилось измерение тока потребления МИС.

Точность поддержания температуры среды в климатической камере в стационарном режиме обеспечивалась на уровне $\pm 0,3$ °С. Подача напряжения на МИС производилась от лабораторного источника питания Agilent E3646A, он же использовался для измерения тока потребления МИС с разрешением 1 мА. Для измерения коэффициентов усиления и шума МИС использовался измеритель коэффициента шума Agilent N8975A.

ГЛАВА 3. Разработка конструкции элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе Al и Cu

3.1 Исходные данные к разработке конструкции элементов МИС

Непосредственная разработка конструкции GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе Al и Cu является сложной задачей, с позиции последующего нахождения слабых мест конструкции, влияющих на параметры и надежность устройства. В тоже время параметры и надежность МИС во многом определяются параметрами и надежностью элементов, составляющих ее. Разработка и оптимизация конструкций дискретных элементов, представляется значительно более простой задачей. В последующем, конструкцию МИС можно составить из конструкций элементов, слабые и сильные стороны которых к этому моменту будут достаточно хорошо изучены.

GaAs СВЧ МИС в своем составе может содержать как активные элементы (транзисторы, диоды), так и пассивные (резисторы, конденсаторы, индуктивности, межэлементную металлизацию, контактные площадки МИС и др.). В данной работе проводилась разработка конструкции МИС, основным активным элементом которой являлся рНЕМТ транзистор. Так как активные и пассивные элементы находились в составе одной МИС, в их конструкциях должно было быть много общих черт, что позволило еще более упростить задачу разработки конструкций.

Сначала были разработаны конструкции металлизации дискретного транзистора, как наиболее сложного и чувствительного элемента СВЧ МИС. Проведена оценка надежности транзисторов, изготовленных по этим конструкциям. Затем, на основе одной из наиболее удачных конструкций транзистора, разрабатывались конструкции пассивных элементов, с тем ограничением, чтобы в последующем все элементы можно было разместить в составе одной МИС с минимальными доработками и усложнением технологии.

Отдельно проводилась разработка конструкции металлизации обратной стороны МИС.

Использование Al и Cu вместо Au в составе металлизации GaAs СВЧ МИС, требует несколько других подходов в разработке конструкций. Что связано с большей химической активностью данных материалов в сравнении с Au.

Основными особенностями, которые необходимо учитывать при включении Al и Cu в состав металлизации GaAs СВЧ МИС, является то, что:

- Cu является быстро диффундирующей примесью, формирующей глубокие акцепторные уровни в GaAs [22];
- Al и Cu легко окисляются, при этом на поверхности Al образуется прочный окисел;
- Al и Cu активно взаимодействуют с рядом веществ, традиционно используемых в технологии GaAs СВЧ МИС [51].

Эти факторы могут привести в деградации параметров приборов еще на стадии изготовления. Для предотвращения диффузии Cu в GaAs в конструкцию элементов вводятся слои диффузионных барьеров, отделяющих Cu проводники от GaAs подложки. Решением проблем, связанных с взаимодействием Al и Cu с окружающей средой, является формирование защитных пленок поверх проводников [40–70].

3.2 Разработка конструкции GaAs транзистора с высокой подвижностью электронов

Разработка конструкции транзистора проводилась в три этапа. На первом этапе были определены оптимальные конструкции и составы металлизаций затворов и омических контактов транзисторов на основе пленок Al и Cu. Из анализа литературных данных, предварительно были отобраны металлизации затворов Ti/Al [43], Ti/Mo/Cu [45, 46] и омических контактов Ge/Cu [35–37]. Также в конструкциях были использованы металлизации омических контактов Pd/Ni/Ge/Mo/Cu [78] и Pd/Ge/Al [79, 80], ранее разработанные в АО «НПФ

«Микран», на основе омических контактов Pd/Ge [81, 82]. Для защиты металлизаций от воздействия внешней среды, поверх пленок Al и Cu, дополнительно осаждалась пленка Mo. Металлизация на основе Ti/WN_x/Cu/WN_x, в которой слои WN_x формировались методом магнетронного осаждения, была использована, для формирования затворов транзисторов через щель в диэлектрике Si_xN_y. В качестве реперов были использованы транзисторы с традиционной металлизацией на основе пленок Au. Омические контакты таких транзисторов были выполнены на основе композиции Ni/Ge/Au/Ni/Au, затворы – Ti/Pt/Au.

На втором этапе требовалось провести разработку конструкции двухуровневой металлизации на основе пленок Cu, необходимой для построения более мощных много секционных транзисторов и соединения транзисторов с другими элементами СВЧ МИС.

На третьем этапе, на основе наиболее удачных конструкций определенных на первых двух этапах, была разработана конструкция многосекционного транзистора с высокой подвижностью электронов с двухуровневой металлизацией на основе пленок Al и Cu, готовая для использования в составе СВЧ МИС.

На каждом этапе разработки проводилась оценка надежности конструкций. В критерии по оценке надежности входили: термостойкость и термостабильность параметров элементов, а также изменение внешнего вида металлизаций после термообработок.

3.2.1 Транзистор с омическими контактами Ni/Ge/Au/Ni/Au и затвором Ti/Pt/Au

На рисунке 3.1 представлена конструкция реперного GaAs транзистора с высокой подвижностью электронов с традиционной металлизацией омических контактов и затворов на основе пленок Au. На поверхности GaAs подложки (рис. 3.1, б, поз. 1) сформирован активный слой (рис. 3.1, б, поз. 2), ограниченный областью омических контактов Ni/Ge/Au/Ni/Au 5/25/100/20/150 нм (рис. 3.1, б, поз. 3), расположенных на его поверхности. Затвор транзистора Ti/Pt/Au

50/25/400 нм (рис. 3.1, б, поз. 4), размещен между омическими контактами в подзатворном заглиблении, сформированном в активном слое.

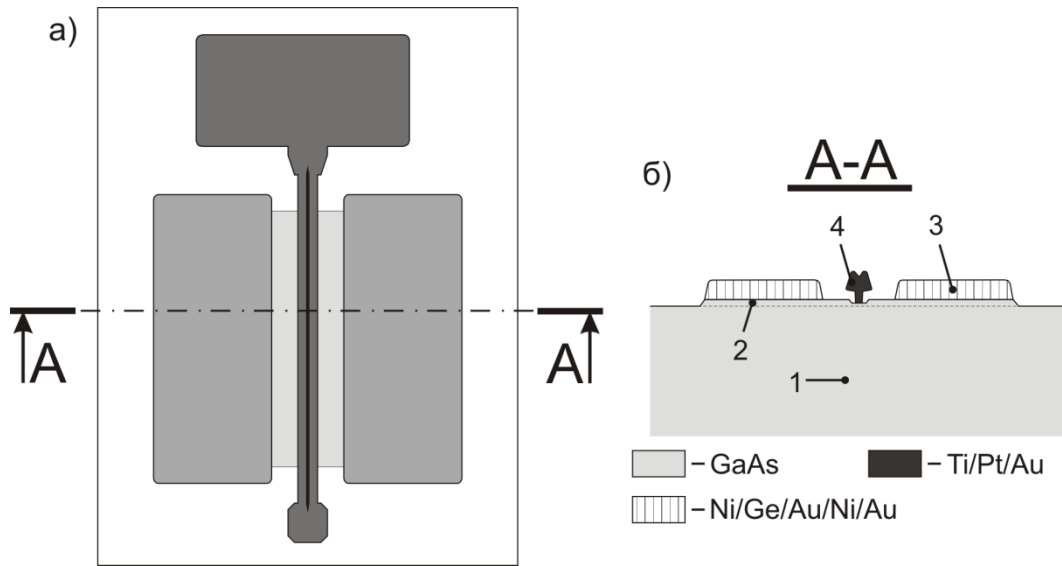


Рис. 3.1. Конструкция GaAs pHEMT с омическими контактами Ni/Ge/Au/Ni/Au и затвором Ti/Pt/Au: а) – вид сверху; б) – разрез A-A. 1 – GaAs подложка, 2 – активный слой (гетероструктура), 3 – омический контакт, 4 – затвор

По описанной выше конструкции были изготовлены транзисторы. Приведенное контактное сопротивление омических контактов Ni/Ge/Au/Ni/Au сформированных к n^+ областям стока-истока транзисторов составило $(2 - 2,5) \cdot 10^{-6}$ Ом·см² (при $n^+ = 5 \cdot 10^{18}$ см⁻³). На рисунке 3.2 представлены типичные выходные вольт-амперные характеристики, изготовленных транзисторов.

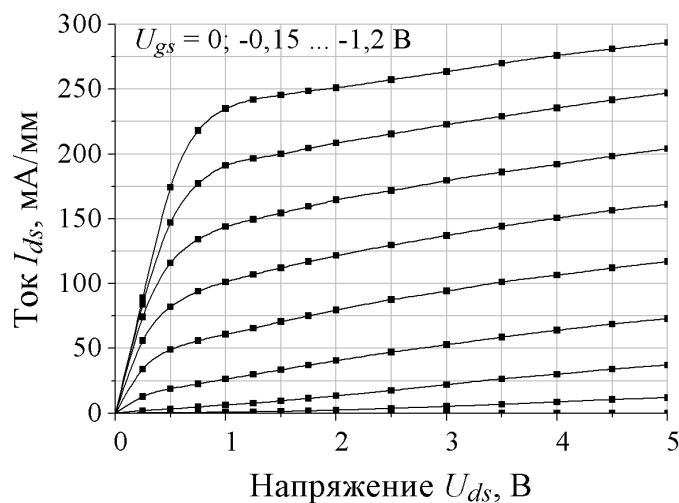


Рис. 3.2. Выходные вольт-амперные характеристики GaAs pHEMT с омическими контактами Ni/Ge/Au/Ni/Au и затвором Ti/Pt/Au, после изготовления

После изготовления транзисторы имели ток насыщения $I_{dss} = 250 - 270$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 300 - 320$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки $U_p = -1,1 - 1,2$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 10,5 - 11,5$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

На рисунках 3.3 показаны зависимости напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм), изготовленных транзисторов, от температуры выдержки в течение 1 ч (рис. 3.3, а) и от времени выдержки при температуре 250 °С (рис. 3.3, б), в атмосфере азота. В обоих вариантах термообработки изменения пробивного напряжения находились в пределах погрешности измерения.

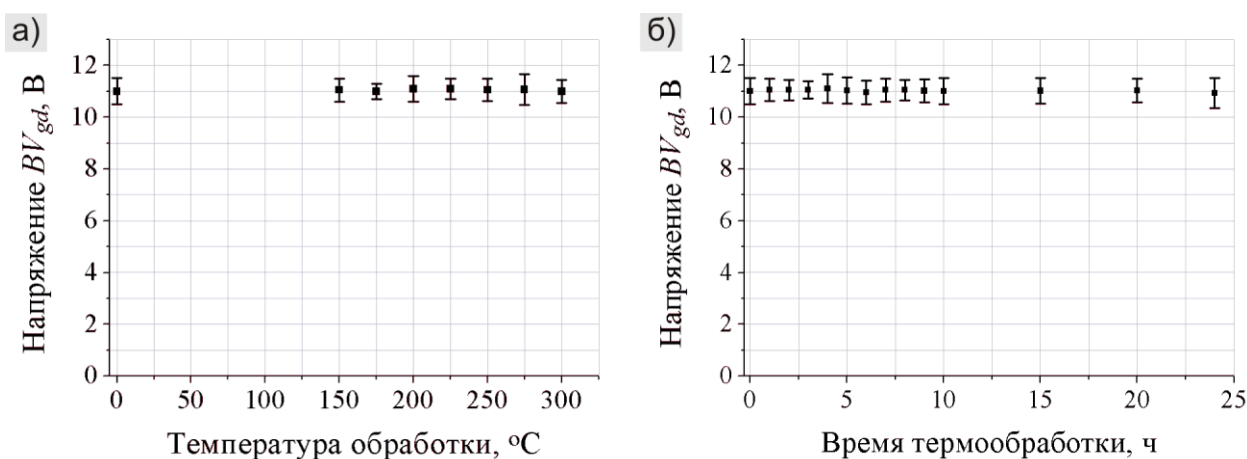


Рис. 3.3. Зависимости напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} GaAs рНЕМТ с омическими контактами Ni/Ge/Au/Ni/Au и затвором Ti/Pt/Au: а) – от температуры термообработки при времени обработки 1 ч; б) – от времени термообработки при температуре 250 °С

После термообработки транзисторов при 250 °С в течение 24 ч ток насыщения составил $I_{dss} = 245 - 270$ мА/мм, максимальная крутизна $g_m = 300 - 320$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки $U_p = -1,1 - 1,25$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 10,3 - 11,5$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

Измерения параметров транзисторов в процессе и после термообработок, показали отсутствие деградации, в использованных режимах термообработок.

Контроль, изменения морфологии поверхности омических и затворных контактов, методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, после термообработки транзисторов при 250 °С в течение 24 ч, изменений также не выявил.

3.2.2 Транзистор с омическими контактами Ge/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo

Данные источников [83, 84] об исследовании надежности GaAs транзисторов с металлизацией затворов на основе композиции Ti/Al, позволили исключить промежуточные варианты конструкций транзисторов с затвором на основе композиции Ti/Pt/Au и сосредоточиться на металлизации омических контактов на основе Al и Cu.

На рисунке 3.4 представлена конструкция GaAs транзистора с высокой подвижностью электронов с металлизацией на основе Al и Cu. Конструкция не имеет особенностей относительно конструкции реперного транзистора. Отличие заключается лишь в составах металлизаций омических контактов и затвора. На поверхности GaAs подложки (рис. 3.4, б, поз. 1) сформирован активный слой (рис. 3.4, б, поз. 2), ограниченный областью омических контактов Ge/Cu/Mo 78/122/100 нм (рис. 3.4, б, поз. 3), расположенных на его поверхности. Затвор транзистора Ti/Al/Mo 50/400/30 нм (рис. 3.4, б, поз. 4), размещен между омическими контактами в подзатворном заглиблении, сформированном в активном слое.

По описанной выше конструкции были изготовлены транзисторы. Приведенное контактное сопротивление омических контактов Ge/Cu/Mo сформированных к n^+ областям стока-истока транзисторов составило $(8,3 - 9,6) \cdot 10^{-5}$ Ом·см² (при $n^+ = 5 \cdot 10^{18}$ см⁻³). На рисунке 3.5 представлены типичные выходные вольт-амперные характеристики транзисторов.

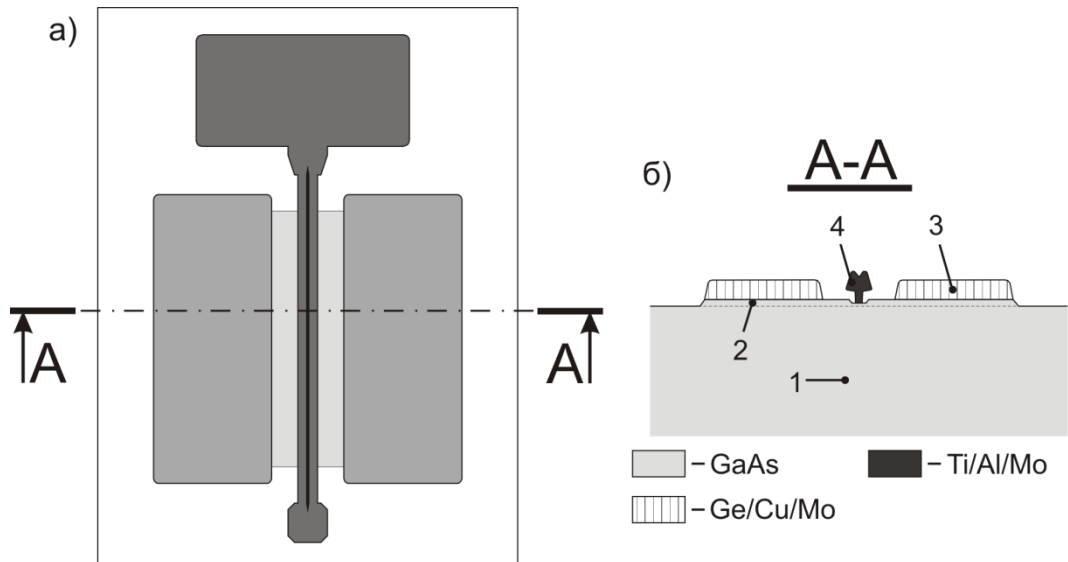


Рис. 3.4. Конструкция GaAs pHEMT с омическими контактами Ge/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo: а) – вид сверху; б) – разрез А-А. 1 – GaAs подложка, 2 – активный слой (гетероструктура), 3 – омический контакт, 4 – затвор

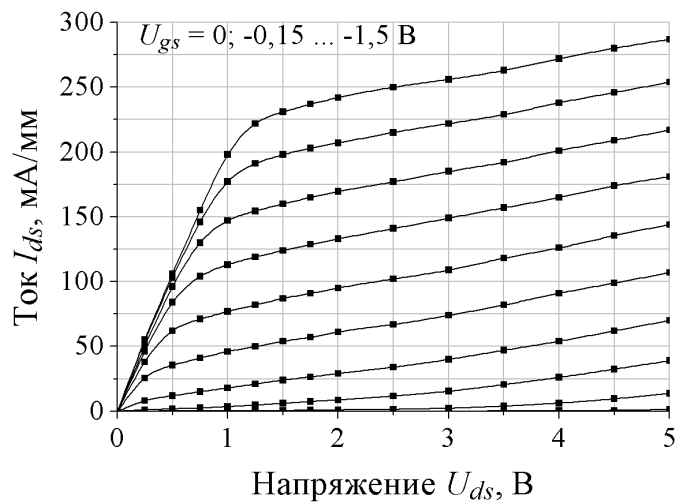


Рис. 3.5. Выходные вольт-амперные характеристики GaAs pHEMT с омическими контактами Ge/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo, после изготовления

После изготовления транзисторы имели ток насыщения $I_{dss} = 240 - 255$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 250 - 270$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки $U_p = -1,45 - 1,55$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 11,3 - 12,5$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

На рисунке 3.6, *а* показана зависимость напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм), изготовленных транзисторов, от температуры выдержки в течение 1 ч в атмосфере азота. С увеличением температуры происходило плавное снижение напряжения пробоя во всем диапазоне температур термообработки, которое ускорилось после 200 °С. После отжига при 300 °С напряжение пробоя снизилось до 9 – 10,3 В.

На втором графике (рис. 3.6, *б*) показана зависимость напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм), от времени выдержки при температуре 250 °С в атмосфере азота. В первые пять часов термообработки наблюдалось снижение напряжения пробоя до 9,3 – 9,7 В, при этом наиболее быстрое снижение произошло после первого часа. Затем на участке между 5 и 15 часами наблюдалось медленное восстановление напряжения пробоя до 10 – 10,6 В, при дальнейшем увеличении времени оно практически не менялось. После термообработки в течении 24 ч напряжение пробоя составило 10,3 – 10,6 В.

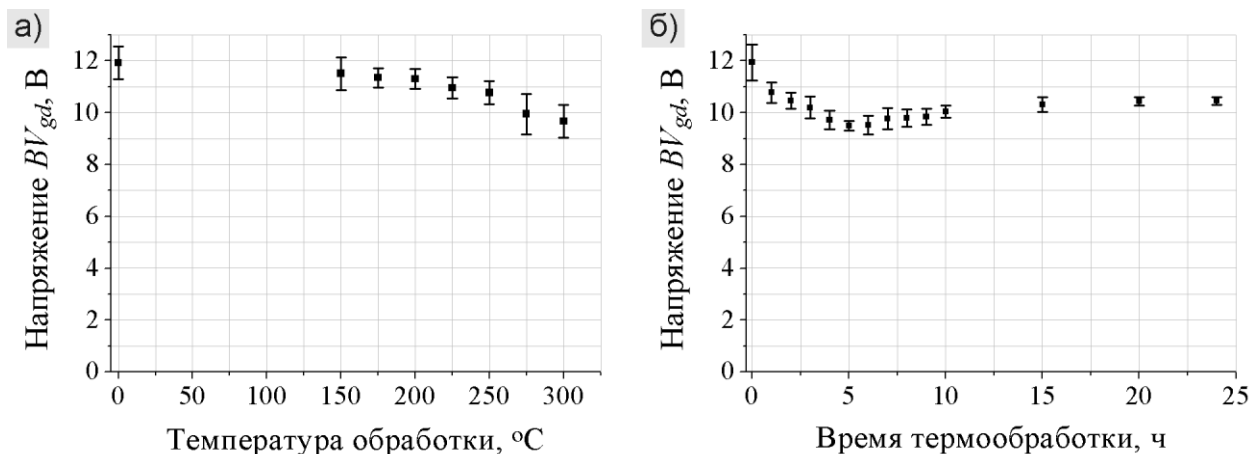


Рис. 3.6. Зависимости напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} GaAs рНЕМТ с омическими контактами Ge/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo: *а*) – от температуры термообработки при времени обработки 1 ч; *б*) – от времени термообработки при температуре 250 °С

После термообработки транзисторов при 250 °С в течение 24 ч выросли ток насыщения до $I_{dss} = 260 - 290$ мА/мм, а также максимальная крутизна до $g_m = 280 -$

340 мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. При этом снизились напряжение отсечки до $U_p = -1,35 - 1,45$ В и напряжение пробоя затвор-сток до $BV_{gd} = 10,3 - 10,6$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

На рисунке 3.7 представлены микроскопические изображения поверхности омических контактов Ge/Cu/Mo до и после термообработок при разных температурах в течение 1 ч в атмосфере азота.

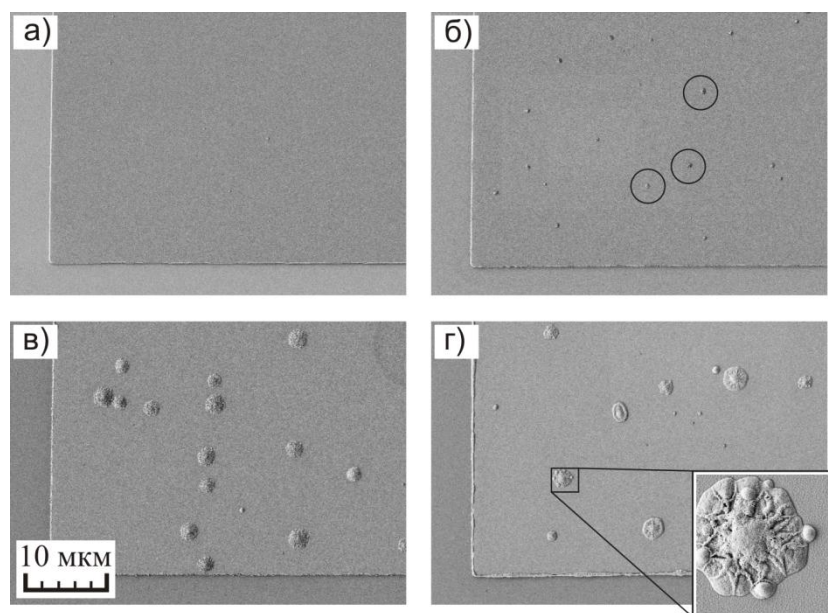


Рис. 3.7. Микроскопические изображения омических контактов Ge/Cu/Mo до и после термообработки в атмосфере азота при разных температурах в течение 1 ч:

a) – исходный; *б)* – 200 °С; *в)* – 225 °С; *г)* – 250 °С

До термообработки омический контакт имел гладкую морфологию поверхности (рис 3.7, *a*). После термообработки при температуре 200 °С наблюдалось появление точечной шероховатости на поверхности омического контакта (рис 3.7, *б*, некоторые области отмечены кругами). При увеличении температуры до 225 °С точечная шероховатость преобразовалась в формирование напыльвов на поверхности омических контактов (рис 3.7, *в*). После термообработки при температуре 250 °С, формирование напыльвов наблюдалось также на торцах металлизации омических контактов. Вероятно, наблюдаемые процессы были связаны с взаимодействием Cu и Mo из состава омического контакта. В процессе термообработки Cu могла диффундировать через пленку

Mo, с образованием в ней локальных каналов, через которые ускорялась диффузия материалов омического контакта на его поверхность. В результате чего формировались наплывы на поверхности пленки Mo.

В отличие от омического контакта изменения морфологии поверхности затворного контакта Ti/Al/Mo не наблюдалось даже после термообработки транзисторов при 250 °С в течение 24 ч.

Транзистор с омическими контактами Ge/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo, изготовленный по одной конструкции с реперным транзистором с металлизацией на основе Au, показал несколько худшие термостойкость и термостабильность параметров. При этом изменения параметров транзисторов имели разнонаправленный характер. Пробивное напряжение затвор-сток BV_{gd} снизилось после термообработки при 250 °С в течение 24ч с 11,3 – 12,5 В до 10,3 – 10,6 В. В тоже время увеличились токи насыщения и максимальная крутизна транзисторов. В дополнение, визуальный контроль выявил деградацию поверхности омических контактов при температурах обработки 200 °С и выше уже в течение первого часа.

3.2.3 Транзистор с омическими контактами Pd/Ni/ Ge/Mo/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo

В отличие от металлизации на основе композиции Ge/Cu/Mo в металлизации Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo, слой Cu не участвует в образовании омического контакта к n^+ -GaAs. Так как между ним и нижележащими слоями омического контакта расположен слой Mo, выполняющий роль диффузионного барьера для Cu. В данном случае слой Cu обеспечивает снижение слоевого сопротивления металлизации омического контакта. Второй планарный слой Mo частично предотвращает взаимодействие Cu с окружающей средой. Но торцы металлизации остаются открытыми, по ним может проходить диффузия Cu в нижележащие слои. При термообработке омического контакта Ge/Cu/Mo наблюдалась деградация поверхности и торцов металлизации омического

контакта. Для улучшения термостойкости и термостабильности металлизации омических контактов в конструкцию транзистора дополнительно была введена пленка Si_xN_y , полностью покрывавшая омические контакты.

Конструкция GaAs транзистора представлена на рисунке 3.8. На поверхности GaAs подложки (рис. 3.8, б, поз. 1) сформирован активный слой (рис. 3.8, б, поз. 2), ограниченный областью омических контактов Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo 15/10/150/50/100/50 нм (рис. 3.8, б, поз. 3), расположенных на поверхности активного слоя. Слой защитного диэлектрика Si_xN_y толщиной 250 нм (рис. 3.8, б, поз. 4) расположен на поверхности GaAs подложки и омических контактов. В щели шириной 1 мкм, сформированной в слое защитного диэлектрика между омическими контактами, расположены затворы Ti/Al/Mo 50/400/30 нм (рис. 3.8, б, поз. 5). При этом в активном слое, под затвором, сформировано заглибление, а шина затвора расположена на поверхности слоя защитного диэлектрика.

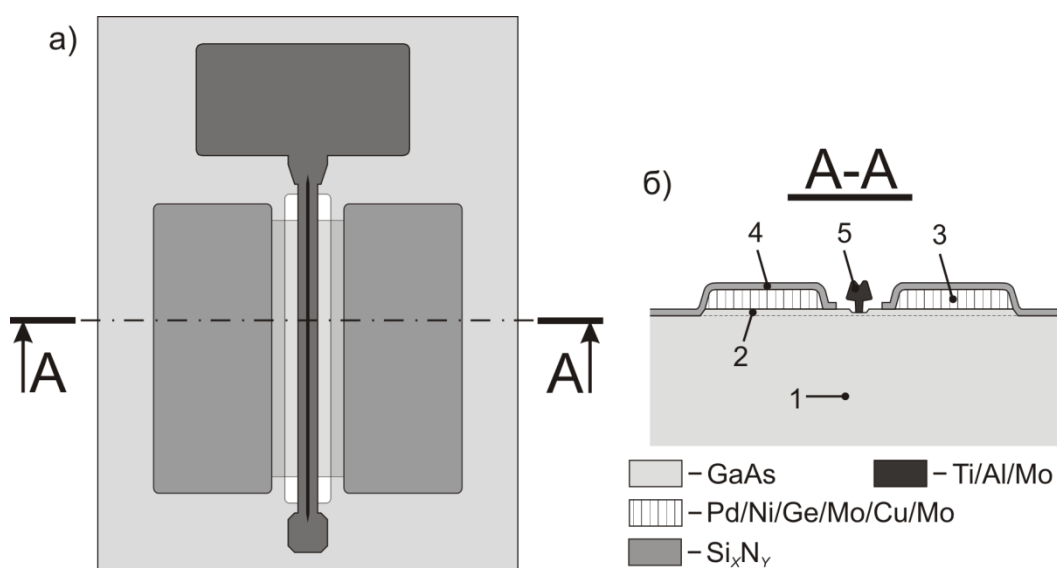


Рис. 3.8. Конструкция GaAs pHEMT с омическими контактами

Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo: а) – вид сверху; б) – разрез A-A.

1 – GaAs подложка, 2 – активный слой (гетероструктура), 3 – омический контакт,
4 – слой Si_xN_y , 5 – затвор

Приведенное контактное сопротивление омических контактов Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo сформированных к n^+ областям стока-истока транзисторов составило $(7,1 - 7,9) \cdot 10^{-7}$ Ом·см² (при $n^+ = 5 \cdot 10^{18}$ см⁻³). На рисунке 3.9.

представлены типичные выходные вольт-амперные характеристики транзисторов, изготовленных по описанной выше конструкции.

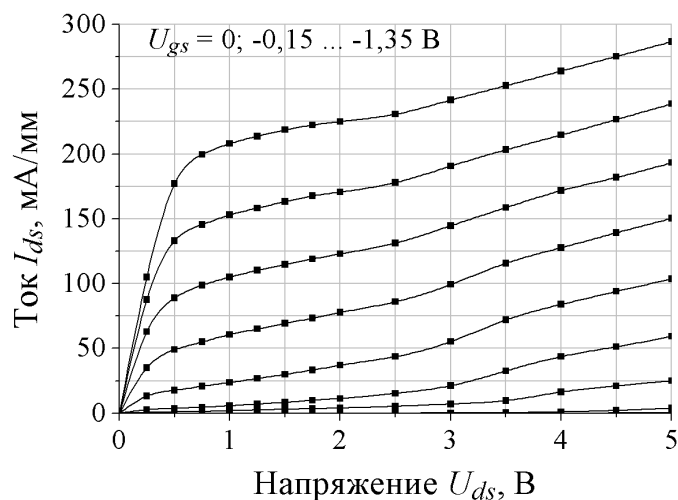


Рис. 3.9. Выходные вольт-амперные характеристики GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo, после изготовления

После изготовления транзисторы имели ток насыщения $I_{dss} = 225 - 250$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 300 - 320$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки составило $U_p = -1,1 - 1,25$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 10,7 - 11,6$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

На рисунках 3.10 показаны зависимости напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм) транзисторов от температуры выдержки в течение 1 ч (рис. 3.10, а) и от времени выдержки при температуре 250 °С (рис. 3.10, б), в атмосфере азота. Как и в случае с реперным транзистором с металлизацией на основе Au, в обоих вариантах термообработки изменения пробивного напряжения находились в пределах погрешности измерения.

После термообработки транзисторов при 250 °С в течение 24 ч ток насыщения составил $I_{dss} = 225 - 240$ мА/мм, максимальная крутизна $g_m = 300 - 315$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки $U_p = -1,15 - 1,25$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 10,4 - 11,5$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

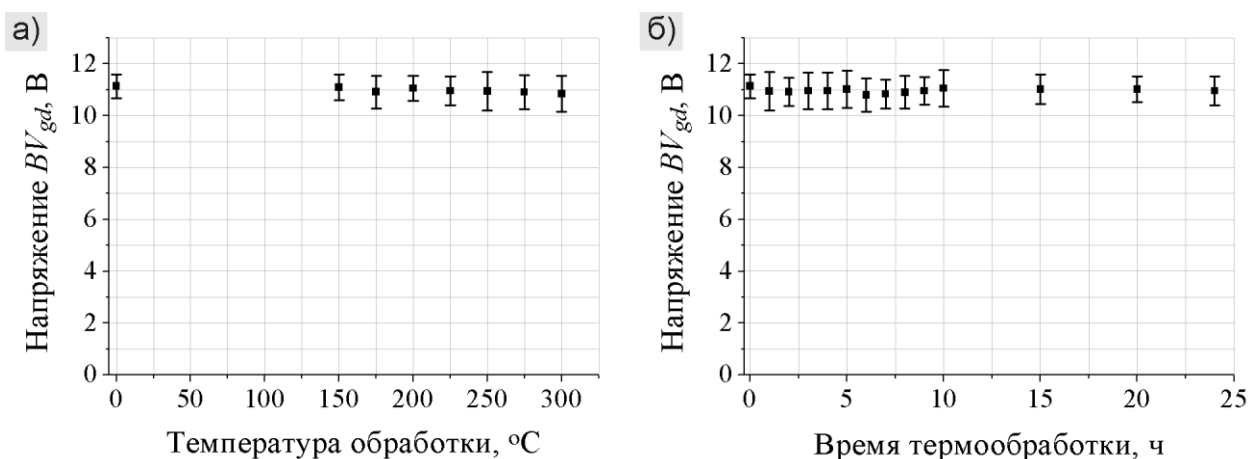


Рис. 3.10. Зависимости напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo:

a) – от температуры термообработки при времени обработки 1 ч;

б) – от времени термообработки при температуре 250 °C

Изменений морфологии поверхности омических контактов расположенных под слоем Si_xN_y после термообработки при 250 °C в течение 24 ч не наблюдалось, поверхность контактов оставалась гладкой, край ровным без признаков диффузии Cu.

В использованных режимах термообработки, транзисторы с омическими контактами Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo и затвором Ti/Al/Mo, показали сходные с реперными транзисторами на основе пленок Au термостойкость и термостабильность параметров. Отсутствие деградации параметров транзисторов показало перспективность их использования в качестве основы при разработке конструкции более мощного многосекционного транзистора.

3.2.4 Транзистор с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo

На рисунке 3.11 представлена конструкция GaAs транзистора с высокой подвижностью электронов с еще одним вариантом металлизации омического контакта. Конструкция не имеет особенностей относительно конструкции реперного транзистора с металлизацией на основе Au. Отличие заключается лишь

в составах металлизаций омических контактов и затвора. На поверхности GaAs подложки (рис. 3.11, б, поз. 1) сформирован активный слой (рис. 3.11, б, поз. 2), ограниченный областью омических контактов Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/30 нм (рис. 3.11, б, поз. 3), расположенных на его поверхности. Затвор транзистора Ti/Al/Mo 50/400/30 нм (рис. 3.11, б, поз. 4), размещен между омическими контактами в подзатворном заглиблении, сформированном в активном слое.

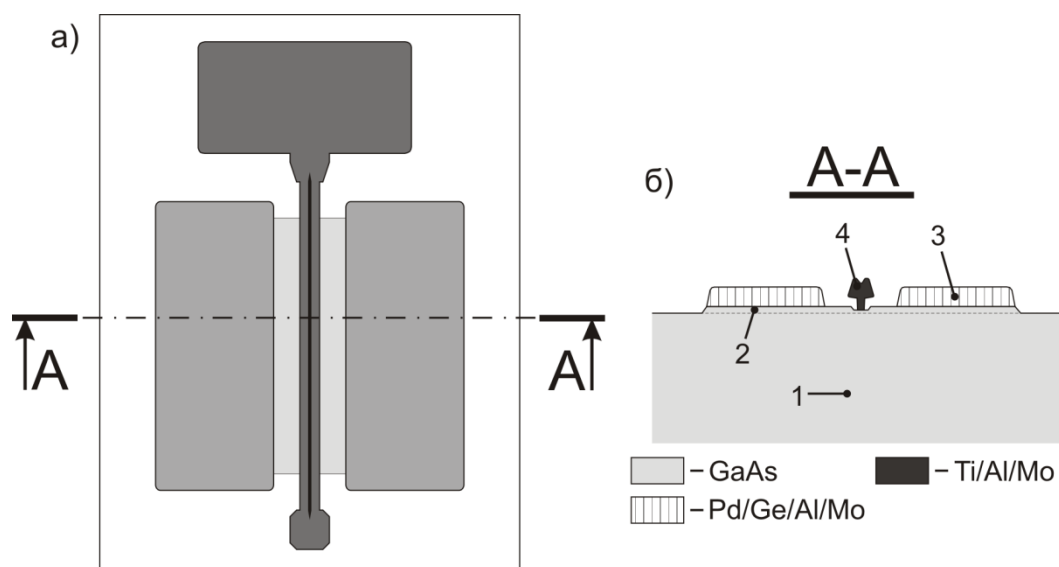


Рис. 3.11. Конструкция GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo: а) – вид сверху; б) – разрез А-А. 1 – GaAs подложка, 2 – активный слой (гетероструктура), 3 – омический контакт, 4 – затвор

По описанной выше конструкции были изготовлены транзисторы. Приведенное контактное сопротивление омических контактов Pd/Ge/Al/Mo сформированных к n^+ областям стока-истока транзисторов составило $(8,6 - 9,5) \cdot 10^{-7}$ Ом·см² (при $n^+ = 5 \cdot 10^{18}$ см⁻³). Типичные выходные вольт-амперные характеристики транзисторов, представлены на рисунке 3.12.

После изготовления транзисторы имели ток насыщения $I_{dss} = 245 - 260$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 250 - 270$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки составило $U_p = -1,25 - 1,35$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 10,7 - 11,7$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

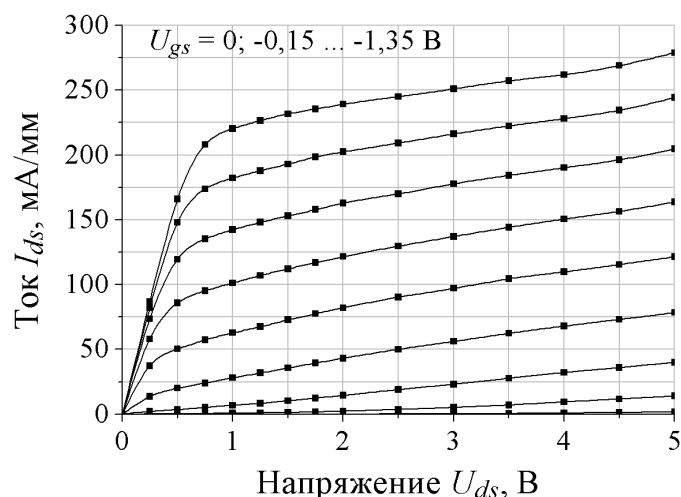


Рис. 3.12. Выходные вольт-амперные характеристики GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo, после изготовления

На рисунках 3.13 показаны зависимости напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм) транзисторов от температуры выдержки образцов с транзисторами в течение 1 ч (рис. 3.13, а) и от времени выдержки при температуре 250 °С (рис. 3.13, б) в атмосфере азота. В обоих вариантах термообработки изменения пробивного напряжения находились в пределах погрешности измерения.

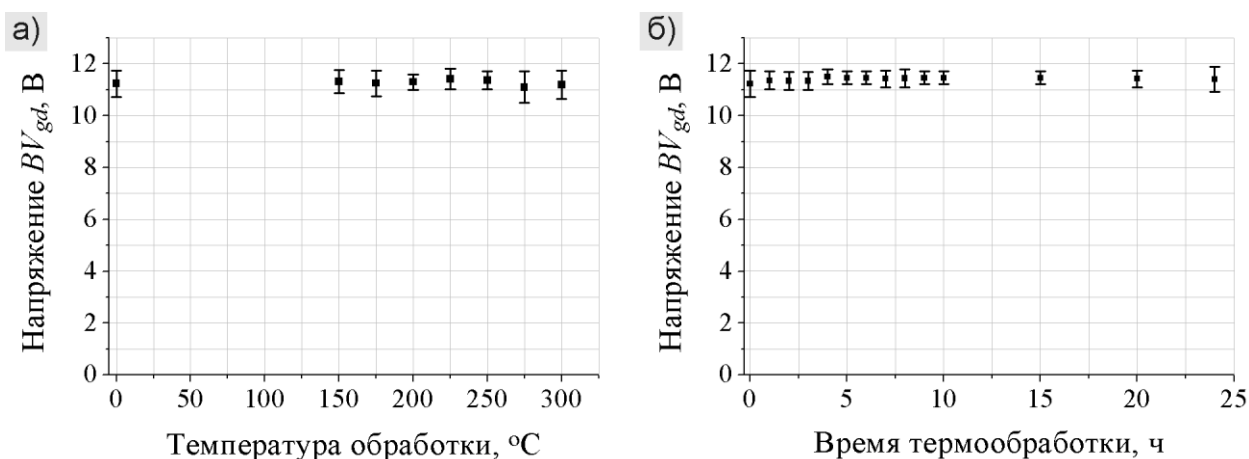


Рис. 3.13. Зависимости напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo: а) – от температуры термообработки при времени обработки 1 ч; б) – от времени термообработки при температуре 250 °С

После термообработки транзисторов при 250 °С в течение 24 ч ток насыщения составил $I_{dss} = 235 - 255$ мА/мм, максимальная крутизна $g_m = 245 - 270$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки $U_p = -1,25 - 1,35$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 10,9 - 11,9$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

Контроль изменения морфологии поверхности омических и затворных контактов, методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, после термообработки транзисторов при 250 °С в течение 24 ч изменений не выявил.

Транзисторы с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo, имели хорошие показатели термостабильности и термостойкости параметров, что также делало их перспективными для использования в качестве основы при разработке конструкции более мощного многосекционного транзистора.

3.2.5 Транзистор с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Mo/Cu/Mo

Для оценки конструкций транзисторов с металлизацией затворов на основе Cu, в качестве омических контактов была использована композиция Pd/Ge/Al/Mo. Так как транзисторы с этими омическими контактами в процессе термообработок показали высокую надежность.

На рисунке 3.14 представлена конструкция GaAs транзистора с высокой подвижностью электронов. Конструкция не имела особенностей относительно конструкции реперного транзистора с металлизацией на основе Au. Отличие заключалось лишь в составах металлизаций омических контактов и затвора. На поверхности GaAs подложки (рис. 3.14, б, поз. 1) сформирован активный слой (рис. 3.14, б, поз. 2), ограниченный областью омических контактов Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/30 нм (рис. 3.14, б, поз. 3) расположенных на его поверхности. Затвор транзистора Ti/Mo/Cu/Mo 50/30/350/30 нм (рис. 3.14, б, поз. 4), размещен между

омическими контактами в подзатворном заглиблении, сформированном в активном слое.

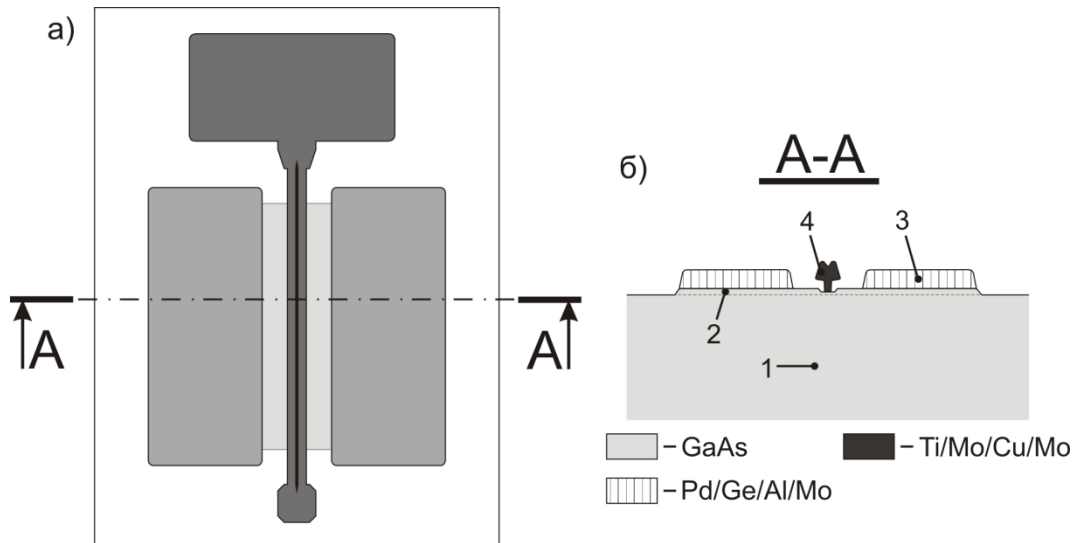


Рис. 3.14. Конструкция GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Mo/Cu/Mo: а) – вид сверху; б) – разрез A-A. 1 – GaAs подложка, 2 – активный слой (гетероструктура), 3 – омический контакт, 4 – затвор

На рисунке 3.15 представлены типичные выходные вольт-амперные характеристики транзисторов, изготовленных по описанной выше конструкции.

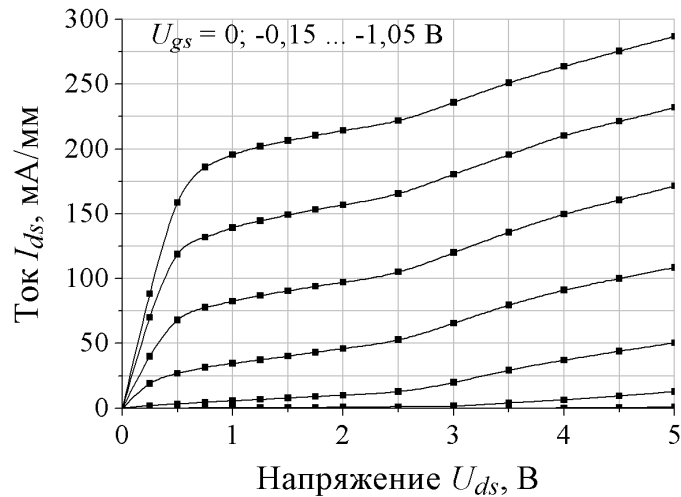


Рис. 3.15. Выходные вольт-амперные характеристики GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Mo/Cu/Mo, после изготовления

После изготовления транзисторы имели ток насыщения $I_{dss} = 220 - 250$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 390 - 430$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки составило $U_p = -1,0 - 1,1$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 9,7 - 11,1$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

На рисунке 3.16 показана зависимость напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм), изготовленных транзисторов, от температуры выдержки образцов с транзисторами в течение 1 ч в атмосфере азота. После термообработки при температурах более 150 °С наблюдалось резкое снижение величины пробивного напряжения. Которое по достижении 200 °С снизилось до 5,5 – 7,5 В. При дальнейшем повышении температуры отжига значение пробивного напряжения практически не изменялось, оставаясь на уровне 5,5 – 7,7 В после выдержки при 250 °С.

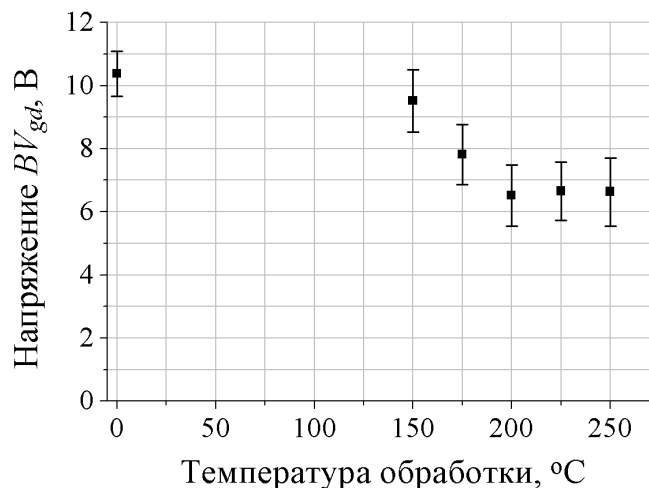


Рис. 3.16. Зависимость напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} GaAs рНЕМТ с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Mo/Cu/Mo от температуры термообработки при времени обработки 1 ч

На рисунке 3.17 представлены микроскопические изображения затворов Ti/Mo/Cu/Mo, сделанные методом сканирующей электронной микроскопии как до, так и после термообработки транзисторов в атмосфере азота при разных температурах в течение 1 ч. Из сравнения рисунков было видно изменение контраста периметра контактных площадок затворов уже после выдержки

транзисторов при 150 °С, изменения также наблюдались в области дефектов в металлизации (рис. 3.17, *а* и *б*). Вероятно, изменения были связаны с диффузией Cu по поверхности пленки Mo в местах, где была нарушена целостность или уменьшена толщина пленки последнего (ступени металлизации, дефекты в пленке). Так как на торцах металлизации затворов отсутствовала пленка диффузионного барьера Mo, диффузия Cu могла свободно протекать по торцам металлизации, в том числе и в подложку, что способствовало росту токов утечки через затвор и снижению пробивного напряжения затвор-сток транзисторов. Увеличение температуры выдержки транзисторов до 175 °С (рис 3.17, *в*) привело к ускорению диффузии Cu и более значительному снижению пробивного напряжения затвор-сток. После увеличения температуры до 200 °С и выше (рис 3.17, *г* и *д*) наблюдалась деформация затворов, поверхность становилась пористой, а внутри металлизации образовывалась полость.

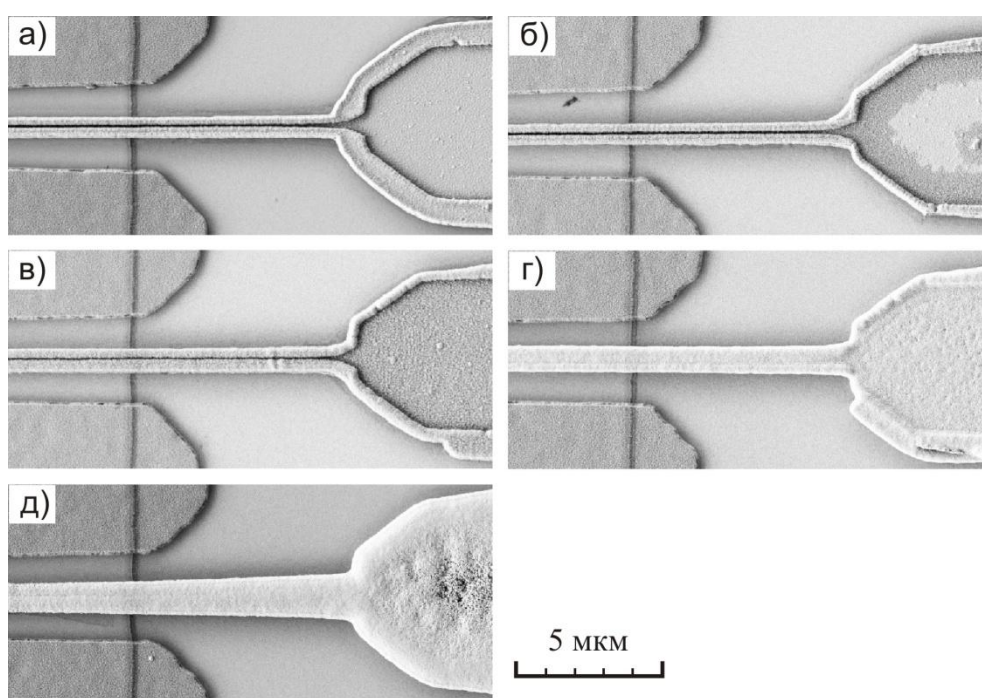


Рис. 3.17. Микроскопические изображения затворов Ti/Mo/Cu/Mo GaAs pHEMT до и после термообработки в атмосфере азота при разных температурах в течение 1 ч: *а*) – исходный; *б*) – 150 °С; *в*) – 175 °С; *г*) – 200 °С; *д*) – 250 °С

Транзисторы с металлизацией затвора Ti/Mo/Cu/Mo показали низкую термостойкость, вследствие чего испытания на термостабильность с ними не проводились.

3.2.6 Транзистор с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/WN_x/Cu/WN_x, расположенным в щели в пленке Si_xN_y

С целью повышения термостойкости и термостабильности металлизации затворов транзисторов на основе Cu была изменена их конструкция (рис. 3.18). В конструкции первый слой диэлектрика выполняет роль дополнительного диффузионного барьера для Cu, а также увеличивает механическую прочность затвора. В диэлектрике сформировано окно, в котором расположено основание металлизации затвора. В качестве основного диффузионного барьера используются слои WN_x, при этом второй слой WN_x покрывает не только верхнюю горизонтальную поверхность слоя Cu, но и все боковые. Таким образом, кроме верхнего и нижнего планарных диффузионных барьеров формируются торцевые диффузионные барьеры. Второй слой Si_xN_y защищает затвор от воздействия внешней среды, а также увеличивает механическую прочность затвора.

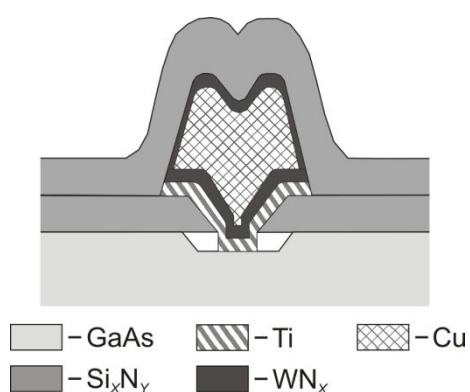


Рис. 3.18. Конструкция затвора GaAs pHEMT на основе Cu, расположенного в щели в диэлектрике

Конструкция всего транзистора представлена на рисунке 3.19. На поверхности GaAs подложки (рис. 3.19, б, поз. 1) сформирован активный слой

(рис. 3.19, б, поз. 2), ограниченный областью омических контактов Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/30 нм (рис. 3.19, б, поз. 3), расположенных на его поверхности. Первый слой защитного диэлектрика Si_xN_y толщиной 100 нм (рис. 3.19, б, поз. 4) расположен на поверхности GaAs подложки и омических контактов. По щели шириной 250 нм, сформированной в первом слое защитного диэлектрика между омическими контактами, расположен затвор $\text{Ti}/\text{WN}_x/\text{Cu}/\text{WN}_x$ 50/40/350/40 нм (рис. 3.19, б, поз. 5). При этом в активном слое, под затвором, сформировано заглабление, а шина затвора расположена на поверхности первого слоя защитного диэлектрика. Второй слой защитного диэлектрика Si_xN_y толщиной 150 нм (рис. 3.19, б, поз. 6) расположен на поверхности первого слоя защитного диэлектрика и затворов. В слоях диэлектрика над контактными площадками транзистора сформированы окна для проведения измерений.

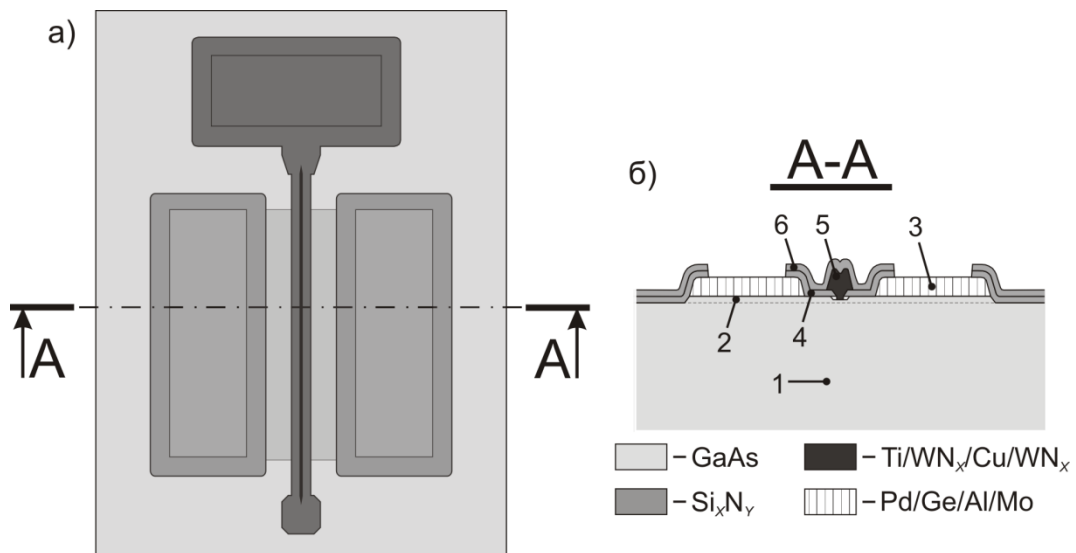


Рис. 3.19. Конструкция GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором $\text{Ti}/\text{WN}_x/\text{Cu}/\text{WN}_x$, расположенным в щели в диэлектрике: а) – вид сверху; б) – разрез A-A. 1 – GaAs подложка, 2 – активный слой (гетероструктура), 3 – омический контакт, 4, 6 – слои Si_xN_y , 5 – затвор

Слои планарных и торцевых диффузионных барьеров WN_x формировались методом магнетронного осаждения. До осаждения второго слоя Si_xN_y транзисторы изготовленные по описанной выше конструкции, имели ток насыщения $I_{dss} = 240 - 260$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 300 - 320$ мСм/мм при напряжении сток-

исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки составило $U_p = -1,1 - 1,2$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 10,5 - 11,7$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

Но после осаждения второго слоя Si_xN_y у транзисторов резко снизилось напряжение пробоя затвор-сток до $BV_{gd} = 4,5 - 7$ В, при этом заметно вырос разброс значений от транзистора к транзистору.

На рисунке 3.20 представлено микроскопическое изображение поперечного сечения затвора $Ti/WN_x/Cu/WN_x$. В области щели в диэлектрике видны разрывы в пленках Ti и нижнего WN_x , образовавшиеся в процессе напыления металлизации затворов. Причиной появления разрывов стало наличие зазора между нижним краем первого слоя Si_xN_y и $GaAs$ подложкой, который сформировался после жидкостного химического травления подзатворного заглабления по щели в Si_xN_y . Вероятно, снижение пробивного напряжения затворов транзисторов было связано с диффузией Cu из затвора в канал транзистора по этим разрывам. А фактором, стимулировавшим диффузию, стал нагрев подложки с транзисторами непосредственно перед и в процессе осаждения второго слоя Si_xN_y , необходимый для качественного осаждения пленки диэлектрика.

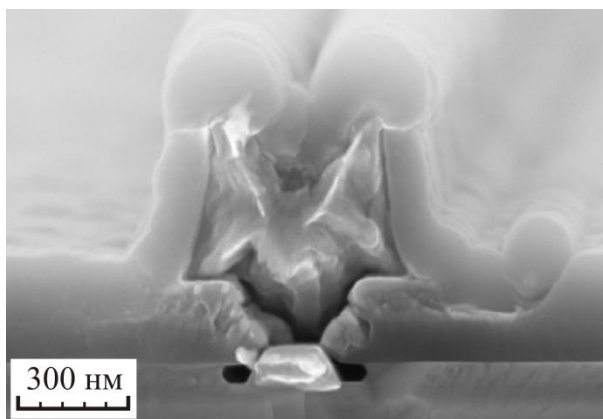


Рис. 3.20. Микроскопическое изображение поперечного сечения затвора $Ti/WN_x/Cu/WN_x$, сформированного в щели в Si_xN_y

На рисунке 3.21 представлены микроскопические изображения затворов до и после термообработки в течение 1 ч при разных температурах. Термообработка проводилась в атмосфере азота. Первые визуальные изменения в металлизации

затворов наблюдались после выдержки транзисторов при 250 °С. На рисунке 3.21, б стрелками обозначены места на торцах затворной металлизации, в которых Cu начала локально прорываться через пленки торцевого диффузионного барьера WN_x и второго слоя диэлектрика Si_xN_y . После повышения температуры термообработки до 275 °С выход Cu наблюдался по всему периметру затворной металлизации (рис. 3.21, в). При этом деформации центральной части затворов и контактных площадок не происходило даже после термообработки при 275 °С.

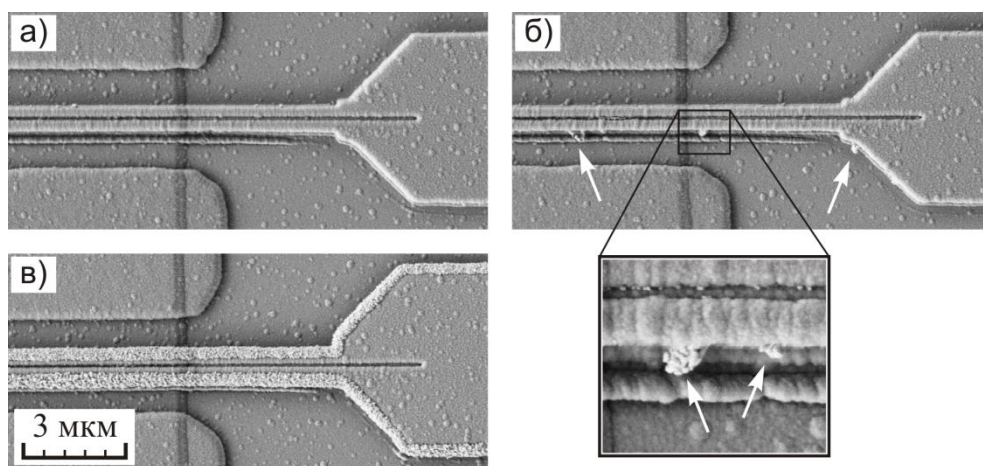


Рис. 3.21. Микроскопические изображения затворов $Ti/WN_x/Cu/WN_x$ сформированных в щели в Si_xN_y и покрытых вторым слоем Si_xN_y до и после термообработки в атмосфере азота при разных температурах в течение 1 ч:

а) – исходный; б) – 250 °С; в) – 275 °С

В дополнение на основе конструкции изображенной на рисунке 3.18, были изготовлены транзисторы с затворами $Ti/Mo/Cu/Mo$ 50/40/350/40 нм, с тем отличием, что все слои металлизации осаждались методом термического осаждения, в результате верхняя пленка Mo не формировалась на торцах затворов. На рисунке 3.22 представлено изображение одного из таких затворов после термообработки при 200 °С в течение 1 ч в атмосфере азота. Наблюдалось существенное отличие внешнего вида затворов после термообработки от вида затворов $Ti/WN_x/Cu/WN_x$. В отсутствие торцевых диффузионных Mo , только пленки Si_xN_y толщиной 150 нм было не достаточно для предотвращения диффузии Cu на поверхность Si_xN_y .

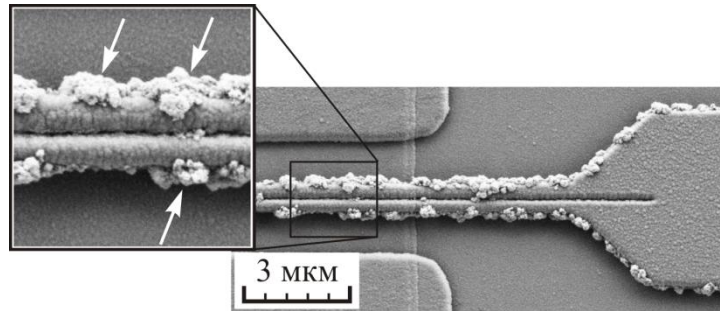


Рис. 3.22. Микроскопическое изображение затвора Ti/Mo/Cu/Mo сформированного в щели в Si_xN_y и покрытого вторым слоем Si_xN_y после термообработки в атмосфере азота при температуре 200 °С в течение 1 ч

Изменение конструкции затворов, с применением слоев Si_xN_y , а также планарных и торцевых диффузионных барьеров из пленок WN_x , позволило увеличить термостойкость металлизации затвора на основе пленки Cu. Деформации затвора не наблюдалось вплоть до температуры обработки 250 °С. В то время как затворы на основе металлизации Ti/Mo/Cu/Mo, даже при наличии слоев Si_xN_y , и только с планарными диффузионными барьерами Mo, деформировались уже после выдержки при температуре 200 °С в течение 1 ч. Однако из-за образования разрывов в слоях Ti и нижнего WN_x , возникших в процессе осаждения пленок, не удалось обеспечить защиту от диффузии Cu в канал транзисторов, что привело к низкой термостойкости параметров транзисторов.

Несмотря на это, рассмотренная конструкция затворов, после доработок могла бы быть использована в транзисторах. В доработках необходимо обеспечить непрерывность пленок Ti и нижнего WN_x , а также увеличить прочность торцевого диффузионного барьера, формируемого при осаждении верхнего слоя WN_x .

3.2.7 Металлизация первого уровня на основе Cu

В технологии GaAs МИС металлизация первого (а зачастую и второго) уровней формируется методом обратной литографии [1]. Поэтому наиболее распространенным методом осаждения металлизации является метод термического напыления в вакууме. Сочетание этих методов обеспечивает формирование качественной металлизации, с ровными краями дорожек и контактных площадок. При использовании Cu в качестве материала металлизации необходимо обеспечить как защиту от диффузии Cu в подложку, так и защитить саму плёнку Cu от воздействия внешней среды. На рисунке 3.23 представлена конструкция металлизации первого уровня на основе Cu, формируемая методом термического напыления в вакууме. Металлизация располагается на поверхности GaAs подложки (рис. 2.23, поз. 1) и снизу вверх состоит из трех слоев: нижний слой диффузионного барьера (рис. 3.23, поз. 2), слой Cu (рис. 3.23, поз. 3), верхний слой диффузионного барьера (рис. 3.23, поз. 4). Недостатком такой конструкции является то, что в ней формируются только планарные диффузионные барьеры, торцы же слоя Cu остаются открытыми. По торцам металлизации может проходить диффузия Cu в подложку, что было ранее показано при формировании транзисторов с затвором Ti/Mo/Cu/Mo.

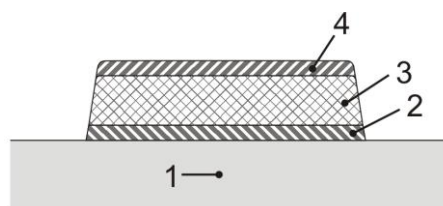


Рис. 3.23. Конструкция металлизации на основе Cu без торцевых диффузионных барьеров. 1 – подложка GaAs, 2 – нижний планарный барьерный слой, 3 – слой Cu, 4 – верхний планарный барьерный слой

По описанной конструкции были сформированы тестовые элементы с металлизацией Mo/Cu/Mo 40/380/40 нм, слои Mo использовались в качестве диффузионных барьеров. Все слои осаждались методом электронно-лучевого

напыления в вакууме. Для оценки термостойкости изготовленные элементы были подвергнуты термообработке в атмосфере азота в диапазоне температур 100 – 250 °С в течение 1 часа. Шаг изменения температуры составлял 25 °С. На рисунке 3.24 представлены микроскопические изображения элементов металлизации Мо/Си/Мо до и после термообработки. Изменения в металлизации наблюдались уже после выдержки при температуре 125 °С, по торцам металлизации наблюдалась поверхностная диффузия Си (рис. 3.24, б; области диффузии отмечены стрелками). При 150 °С процесс усилился (рис. 3.24, в) подобная же картина наблюдалась и при 200 °С (рис. 3.24, г). После обработки образцов при 250 °С (рис. 3.24, д) на дорожках шириной 3мкм слой Си полностью покрыл верхний слой Мо. На более крупных элементах наблюдалась диффузия Си и сквозь верхнюю пленку Мо.

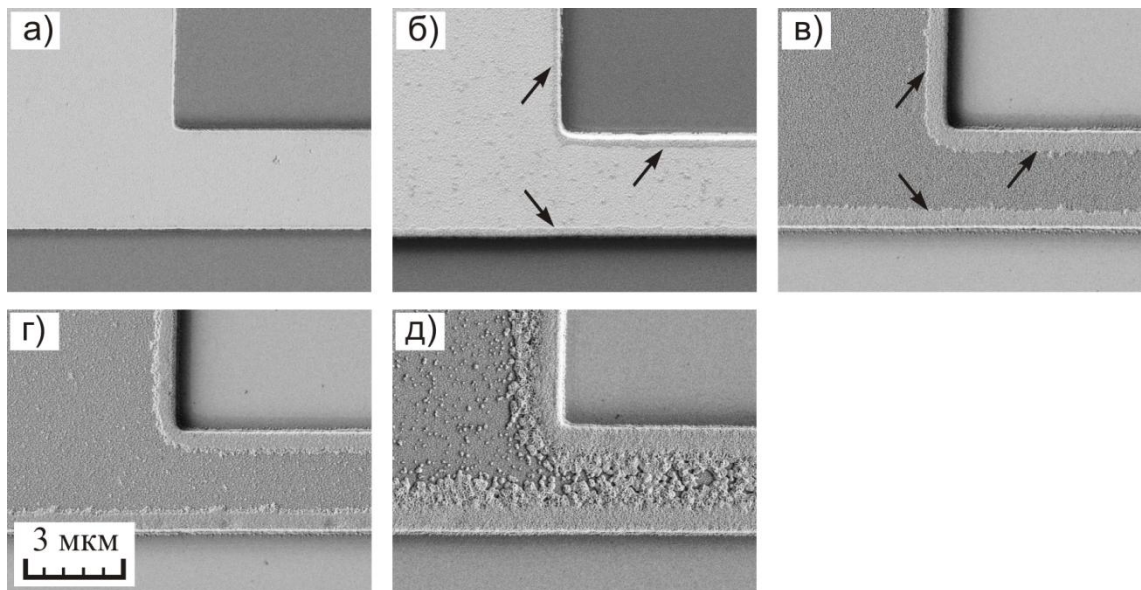


Рис. 3.24. Микроскопические изображения металлизации Мо/Си/Мо без торцевых диффузионных барьеров до и после термообработки в атмосфере азота при разных температурах в течение 1 ч: а) – исходный; б) – 125 °С; в) – 150 °С; г) – 200 °С; д) – 250 °С

Эксперименты показали необходимость формирования диффузионных барьеров на торцах Си металлизации. Возможным способом полной изоляции слоя Си от внешней среды при использовании метода обратной литографии,

является использование магнетронного осаждения при формировании слоев диффузионных барьеров. Конструкция металлизации первого уровня с использованием термического осаждения при формировании слоя Cu и магнетронного осаждения при формировании слоев диффузионных барьеров показана на рисунке 3.25. На поверхности GaAs подложки (рис. 3.25, поз. 1) располагается нижний планарный слой диффузионного барьера (рис. 3.25, поз. 2). При этом тело барьерного слоя несколько шире тела слоя Cu (рис. 3.25, поз. 3). Верхний слой диффузионного барьера (рис. 3.25, поз. 4) формирует как верхний планарный, так и торцевые (боковые) диффузионные барьеры.

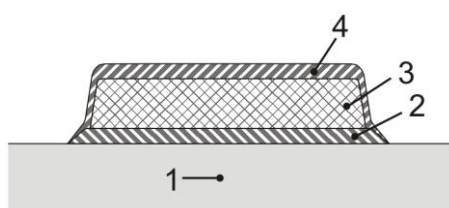


Рис. 3.25. Конструкция металлизации на основе Cu с торцевыми диффузионными барьерами. 1 – подложка GaAs, 2 – нижний планарный барьерный слой, 3 – слой Cu, 4 – верхний планарный и торцевой барьерный слой

По описанной конструкции были сформированы тестовые элементы с металлизацией W/Cu/W (40/380/40 нм), слои W использовались в качестве диффузионных барьеров. Для оценки термостойкости изготовленные элементы были подвергнуты термообработке в атмосфере азота в диапазоне температур 100 – 250 °С в течение 1 часа. Шаг изменения температуры составлял 25 °С. На рисунке 3.26 представлены микроскопические изображения элементов металлизации W/Cu/W с торцевыми барьерами после термообработки при разных температурах. После обработки при температурах до 200 °С не наблюдалось изменений в металлизации (рис. 3.26, *а* и *б*). Первые изменения наблюдались после термообработки при температуре 225 °С. Начали формироваться локальные разрывы в торцевых барьерах и по разрывам происходила диффузия Cu по поверхности. Явление усилилось при повышении температуры

термообработки до 250 °С, здесь диффузия Cu наблюдалась по всему периметру металлизации (рис. 3.26, в; области диффузии отмечены стрелками).

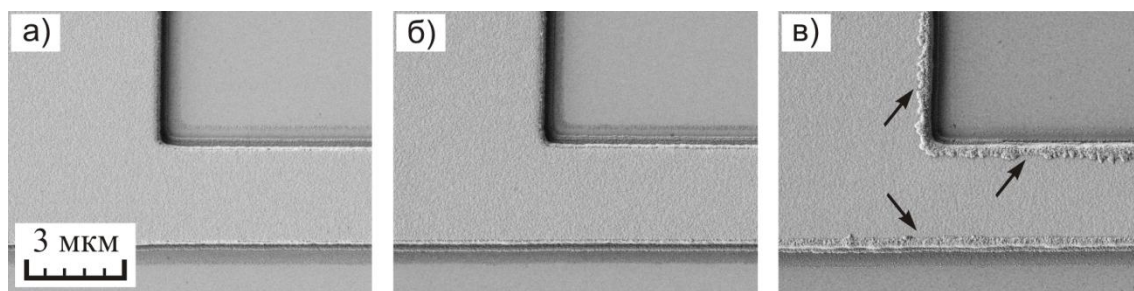


Рис. 3.26. Микроскопические изображения металлизации W/Cu/W с торцевыми диффузионными барьерами после термообработки в атмосфере азота при разных температурах в течение 1 ч: а) – 150 °С; б) – 200 °С; в) – 250 °С

В повторных экспериментах, когда вместо пленок W использовались пленки Mo, Ta или WN_x , формировавшиеся методом магнетронного осаждения, термообработка приводила к подобным результатам. Эксперименты показали, что введение торцевых барьеров позволило значительно повысить термостойкость металлизации на основе Cu. Однако при температурах выше 200 °С наблюдался выход Cu по торцам металлизации, что могло привести к диффузии Cu в подложку. Для дальнейшего повышения термостойкости металлизации было предложено размещать металлизацию между двумя слоями диэлектрика Si_xN_y , так как это было сделано при формировании затворов транзисторов на основе композиции $Ti/WN_x/Cu/WN_x$. Результаты, модификации конструкций металлизации, показаны на рисунках 3.27, в вариантах металлизации без торцевых барьеров (рис. 3.27, а) и с торцевыми барьерами (рис. 3.27, б). Размещение между GaAs подложкой и металлизацией слоя Si_xN_y обеспечило наличие дополнительного слоя диффузионного барьера. А размещение Si_xN_y поверх металлизации, дополнительную защиту от воздействия внешней среды.

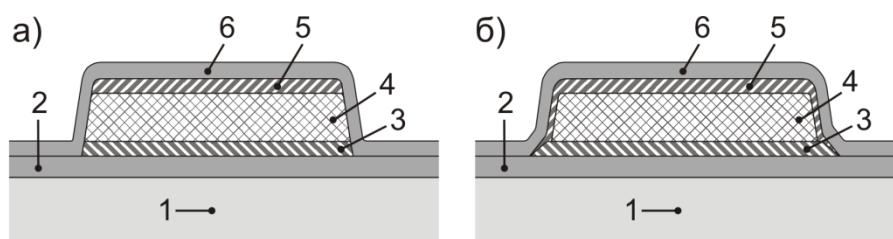


Рис. 3.27. Конструкции металлизации на основе Cu с использованием пленок диэлектрика Si_xN_y : а) – без торцевых диффузионных барьеров; б) – с торцевыми диффузионными барьерами. 1 – подложка GaAs, 2, 6 – слои Si_xN_y , 3, 5 – слои диффузионными барьерами, 4 – слой Cu

По описанным конструкциям были сформированы тестовые элементы с металлизацией без торцевых барьеров Mo/Cu/Mo (40/380/40 нм) и с торцевыми барьерами W/Cu/W (40/380/40 нм). Толщина слоев нижнего и верхнего диэлектрика Si_xN_y составляла 100 нм.

Тестовые элементы были подвергнуты термообработке при 250 °С в атмосфере азота. На рисунке 3.28 показаны микроскопические изображения элементов до и после термообработки в течение 1 и 5 ч. Из рисунка видно, что использование слоев Si_xN_y повысило термостойкость обоих видов металлизации. После 5 часов термообработки при температуре 250 °С поверхности обоих видов металлизации были без изменения (рис 3.28, в и е). При этом край металлизации с торцевыми и планарными барьерами W был значительно ровнее края металлизации только с планарными барьерами Mo. После 1 часа выдержки в металлизации W/Cu/W практически не наблюдалось выдавливания Cu по торцам металлизации (рис 3.28, д; области выдавливания отмечены стрелками), после 5 часов наблюдались лишь локальные выдавливания по торцам (рис 3.28, е). В металлизации Mo/Cu/Mo без торцевых барьеров локальные выдавливания Cu появились уже после осаждения второго слоя Si_xN_y (рис 3.28, а), с ростом времени термообработки их плотность расположения и размеры постепенно увеличивались (рис 3.28, б и в).

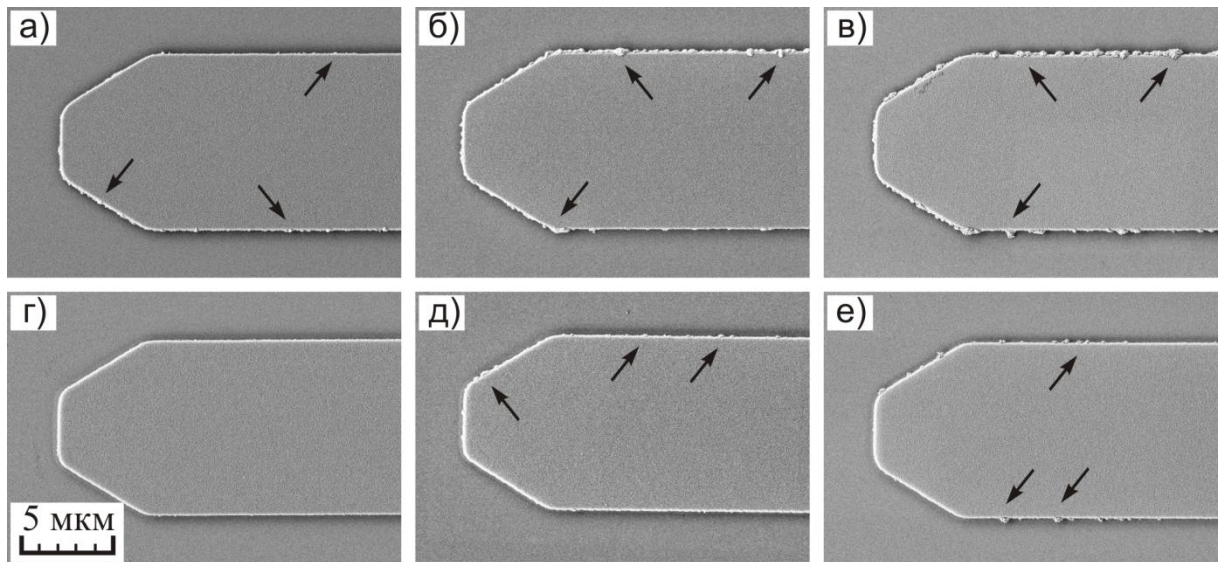


Рис. 3.28. Микроскопические изображения металлизаций Mo/Cu/Mo без торцевых барьеров (а - в) и W/Cu/W с торцевыми барьерами (г - е), с использованием пленок диэлектрика Si_xN_y , до и после термообработки в атмосфере азота при температуре 250 °С: а, г) – без обработки; б, д) – после 1 ч; в, е) – после 5 ч

По конструкциям, изображенным, на рисунке 3.27 были изготовлены тестовые элементы для измерения сопротивления металлизации. Было рассмотрено четыре состава металлизации. Без торцевых барьеров: Mo/Cu/Mo (40/380/40 нм). С торцевыми барьерами: Ta/Cu/Ta (40/380/40 нм), W/Cu/W (40/380/40 нм) и $\text{WN}_x/\text{Cu}/\text{WN}_x$ (40/380/40 нм). Толщина слоев нижнего и верхнего диэлектрика Si_xN_y составляла 100 нм. Тестовые элементы были подвергнуты термообработке при 250 °С в атмосфере азота. На рисунке 3.29 показаны зависимости удельного сопротивления рассмотренных металлизаций от времени термообработки при температуре 250 °С в атмосфере азота.

После изготовления металлизации имели близкие значения удельного сопротивления: Mo/Cu/Mo – 0,0206 мкОм·м, Ta/Cu/Ta – 0,0204 мкОм·м, W/Cu/W – 0,0201 мкОм·м, $\text{WN}_x/\text{Cu}/\text{WN}_x$ – 0,0213 мкОм·м. В процессе термообработки наиболее сильно изменилось удельное сопротивление металлизации Mo/Cu/Mo, в первые 10 часов удельное сопротивление поступательно увеличивалось достигнув значения – 0,0226 мкОм·м и далее вплоть до 24 часов практически не изменялось. Удельные сопротивления металлизаций Ta/Cu/Ta, $\text{WN}_x/\text{Cu}/\text{WN}_x$ поступательно

росли в течение времени термообработки, но скорость роста была значительно ниже, чем в случае металлизации Mo/Cu/Mo. После 24 часов термообработки удельное сопротивление металлизации Ta/Cu/Ta выросло до 0,021 мкОм·м, а металлизации $WN_x/Cu/WN_x$ до 0,0218 мкОм·м. Удельное сопротивление металлизации W/Cu/W практически не изменилось в процессе термообработки. Результаты эксперимента показали, что удельное сопротивление всех четырех рассмотренных варианта металлизации достаточно стабильно при термообработке при 250 °С. Однако варианты металлизации с торцевыми барьерами имеют лучшую термостабильность.

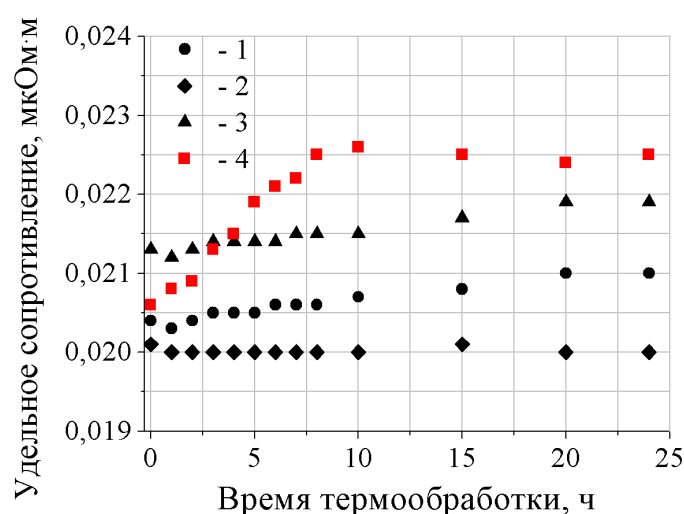


Рис. 3.29. Зависимости удельного сопротивления различных металлизаций на основе Cu с использованием пленок диэлектрика Si_xN_y от времени термообработки в атмосфере азота при температуре 250 °С. С торцевыми диффузионными барьерами: 1 – Ta/Cu/Ta, 2 – W/Cu/W, 3 – $WN_x/Cu/WN_x$. Без торцевых диффузионных барьеров: 4 – Mo/Cu/Mo

По результатам экспериментов была предложена оптимальная конструкция металлизации первого уровня в составе полевого транзистора с высокой подвижностью электронов. В качестве верхнего планарного и торцевых диффузионных барьеров была использована пленка WN_x , так как она показала более высокую химическую устойчивость к веществам, используемым в технологии GaAs СВЧ МИС, нежели пленка W. В отличие от эксперимента, в

составе транзистора металлизация должна располагаться по уже имеющемуся рельефу, формируемому омическими контактами и затворами, поэтому толщина пленки WN_x была увеличена до 50 нм. Нижний планарный барьерный слой был выполнен из W.

На рисунке 3.30 показана конструкция металлизации первого уровня GaAs транзистора с высокой подвижностью электронов. Слои металлизации выделены штриховкой, слой диэлектрика – серым цветом. Металлизация первого уровня W/Cu/ WN_x 40/380/50 нм (рис. 3.30, поз. 5) расположена на поверхностях металлизации омических контактов (рис. 3.30, поз. 2) и металлизации контактных площадок затворов (рис. 3.30, поз. 3; на рисунке соединение не показано, соединение аналогично омическому контакту) в специально сформированных окнах в слое диэлектрика Si_xN_y (рис. 3.30, поз. 4).

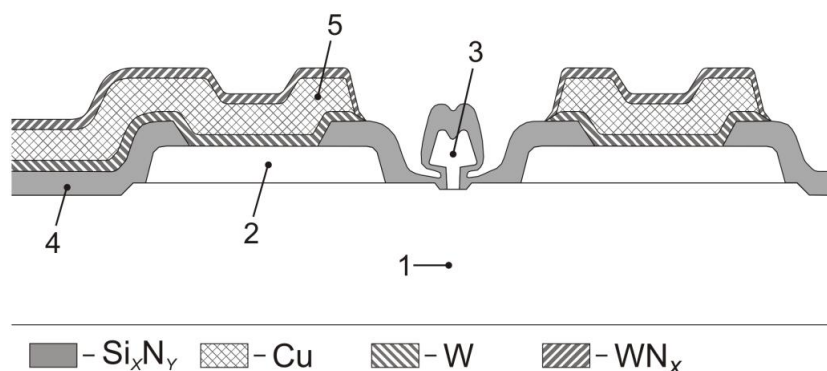


Рис. 3.30. Конструкция металлизации первого уровня GaAs pHEMT на основе Cu.

1 – GaAs подложка, 2 – омический контакт, 3 – затвор, 4 – слой диэлектрика Si_xN_y , 5 – металлизация первого уровня W/Cu/ WN_x

Второй слой диэлектрика Si_xN_y поверх металлизации первого уровня, с целью упрощения конструкции транзистора, был перенесен в блок формирования металлизации второго уровня.

3.2.8 Металлизация второго уровня на основе Cu

Использование металлизации второго уровня позволяет формировать многосекционные транзисторы, содержащие в своем составе до нескольких десятков истоковых, стоковых и затворных контактов, тем самым повышая их мощность, при сохранении относительно компактных габаритах транзисторов. Обычно второй уровень металлизации значительно толще первого, если толщина металлизации первого уровня часто не превышает полтора-двух микрона, то толщина металлизации второго уровня может быть в несколько микрон (2 – 5 мкм). Это снижает общее сопротивление металлизации транзистора и МИС в целом, а также улучшает отвод тепла из активной части транзистора в процессе его работы.

Формирование металлизации второго уровня на основе Cu было решено проводить с использованием метода электрохимического осаждения по маске фоторезиста. Что было учтено при разработке конструкции металлизации. Для защиты пленки Cu от воздействия внешней среды, поверх металлизации был применен слой Si_xN_y . Эксперименты по разработке конструкции металлизации первого уровня показали, что одного слоя Si_xN_y может быть недостаточно для надежной герметизации Cu проводников. Поэтому в дополнение к пленке Si_xN_y в конструкцию была введена пленка ВСВ толщиной в несколько микрон.

Конструкция металлизации второго уровня представлена на рисунке 3.31. Слои металлизации выделены штриховкой, слои диэлектриков штриховкой и серым цветом. Металлизация второго уровня (рис. 3.31, поз. 4), расположенная на поверхности металлизации первого уровня (рис. 3.31, поз. 3), состоит из двух слоев нижнего адгезионного слоя Ti 50 нм и верхнего слоя Cu 3 мкм. Для формирования двухуровневой металлизации транзистора, в месте пересечения проводников, один проводник располагается только в первом уровне металлизации, другой только во втором, формируя так называемый мост. Слой защитного диэлектрика Si_xN_y 100 нм (рис. 3.31, поз. 5) расположен на поверхности металлизаций первого и второго уровня, а также других открытых частей

транзистора. Второй слой защитного диэлектрика BCB 5 мкм (рис. 3.31, поз. 6) расположен на поверхности первого слоя защитного диэлектрика.

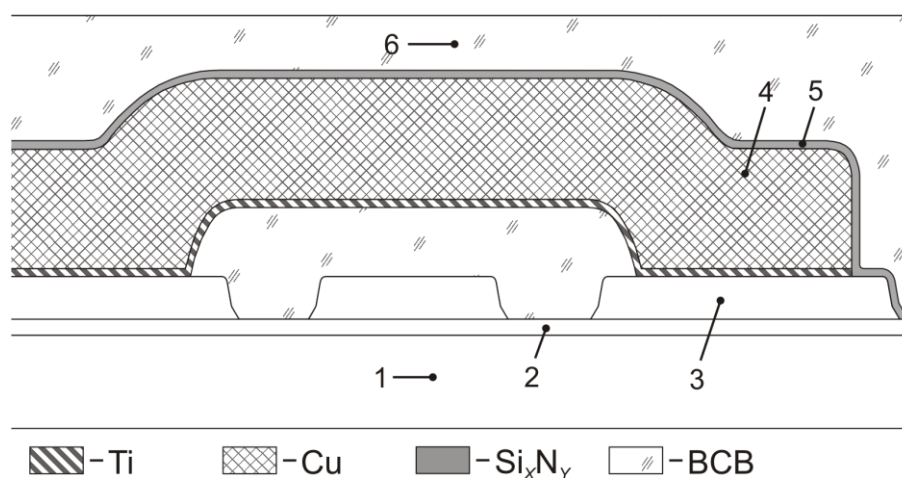


Рис. 3.31. Конструкция металлизации второго уровня GaAs pHEMT на основе Cu. 1 – GaAs подложка, 2, 5, 6 – слои диэлектрика, 3 – металлизация первого уровня, 4 – металлизация второго уровня

3.2.9 Транзистор с омическим контактом Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo с двухуровневой металлизацией на основе Cu

Для оценки влияния двухуровневой металлизации на основе Cu на термостабильность GaAs pHEMT была разработана конструкция, в которой за основу был взят транзистор с металлизацией омических контактов Pd/Ge/Al/Mo и металлизацией затворов Ti/Al/Mo, ранее показавший хорошую термостабильность параметров. С целью повышения мощности транзисторов, конструкция была переработана к виду многосекционного исполнения и дополнена, ранее разработанными, конструкциями металлизаций первого и второго уровней. Изображение конструкции транзистора показано на рисунке 3.32.

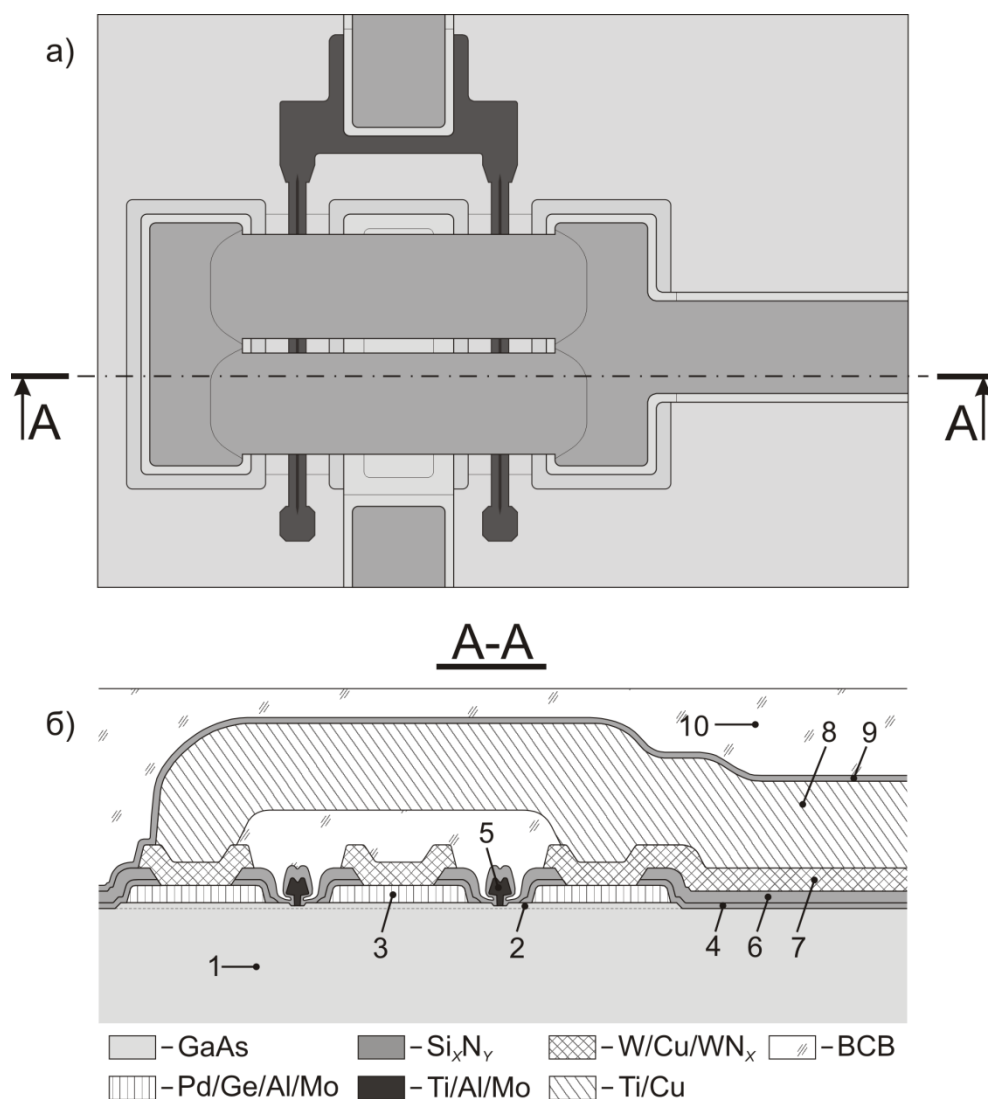


Рис. 3.32 Конструкция GaAs pHEMT с двухуровневой металлизацией на основе Cu: а) – вид сверху; б) – разрез A-A. 1 – GaAs подложка, 2 – активный слой (гетероструктура), 3 – омический контакт, 4, 6, 9, 10 – слои диэлектрика, 5 – затвор, 7 – металлизация первого уровня, 8 – металлизация второго уровня.

На поверхности GaAs подложки (рис. 3.32, б, поз. 1) сформирован активный слой (рис. 3. 32, б, поз. 2), ограниченный областью омических контактов Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/30 нм (рис. 3. 32, б, поз. 3), расположенных на его поверхности. Первый слой защитного диэлектрика Si_xN_y 100 нм (рис. 3. 32, б, поз. 4) расположен на поверхности GaAs подложки и омических контактов. В щели шириной 1 мкм, сформированной в первом слое защитного диэлектрика между омическими контактами, расположены затворы Ti/Al/Mo 50/400/30 нм (рис. 3. 32, б, поз. 5). При этом в активном слое, под затвором, сформировано заглубление, а

шина затвора расположена на поверхности первого слоя защитного диэлектрика. Второй слой защитного диэлектрика Si_xN_y 150 нм (рис. 3. 32, б, поз. 6) расположен на поверхности первого слоя защитного диэлектрика и затворов. Металлизация первого уровня $\text{W}/\text{Cu}/\text{WN}_x$ 40/380/50 нм (рис. 3. 32, б, поз. 7) расположена на поверхности второго слоя защитного диэлектрика, также на поверхности омических контактов и затворной шины, в специально сформированных окнах, в первом и втором слоях защитного диэлектрика. Металлизация второго уровня Ti/Cu 50/3000 нм (рис. 3. 32, б, поз. 8) расположена на поверхности металлизации первого уровня. Металлизация второго уровня содержит в своем составе так называемые мосты, предназначенные для электрического соединения площадок контактов истоков транзистора. Третий слой защитного диэлектрика Si_xN_y 100 нм (рис. 3. 30, б, поз. 9) расположен на поверхности второго слоя защитного диэлектрика, первого и второго уровней металлизации. Четвертый слой защитного диэлектрика ВСВ 5 мкм (рис. 3. 30, б, поз. 10) расположен на поверхности третьего слоя защитного диэлектрика.

По описанной конструкции были изготовлены транзисторы. Затворы транзисторов имели Т-образную форму с длиной основания 250 нм, общая ширина затвора каждого транзистора составляла 300 мкм. Для защиты поверхности медных контактных площадок от воздействия внешней среды поверхность площадок дополнительно была осаждена металлизация $\text{Ti}/\text{Pt}/\text{Au}$. На рисунках 3.33 и 3.34 представлены микроскопическое изображение и типичные выходные вольт-амперные характеристики, изготовленных транзисторов, соответственно.

После изготовления транзисторы имели ток насыщения $I_{dss} = 340 - 360$ мА/мм, максимальную крутизну $g_m = 355 - 380$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки составило $U_p = -1,25 - 1,4$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 10,4 - 11,5$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

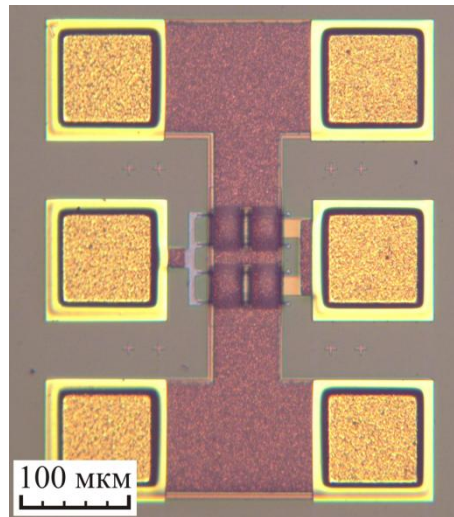


Рис. 3.33. Микроскопическое изображение GaAs pHEMT с омическим контактом Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo, с двухуровневой металлизацией на основе Cu

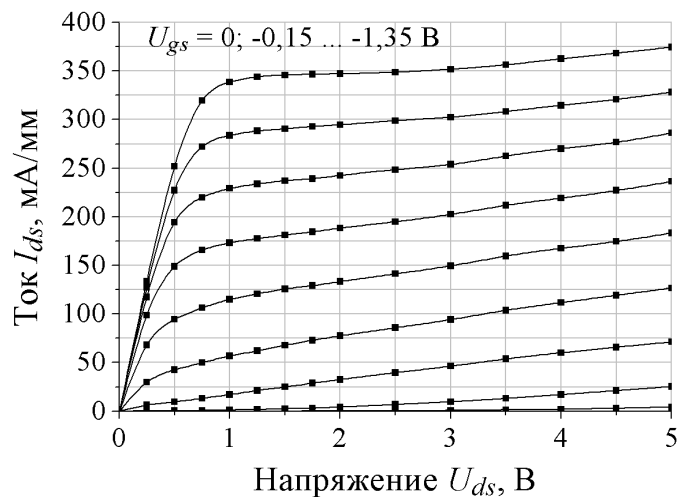


Рис. 3.34. Выходные вольт-амперные характеристики GaAs pHEMT с омическим контактом Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Al/Mo, с двухуровневой металлизацией на основе Cu, после изготовления

Для оценки термостабильности параметров, была проведена термообработка транзисторов в атмосфере азота при температуре 250 °С, максимальное время обработки составило 24 ч. На рисунке 3.35 показана зависимость напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ mA/mm), от времени термообработки при температуре 250 °С. В

установленных пределах времени термообработки изменения пробивного напряжения находились в пределах погрешности измерения.

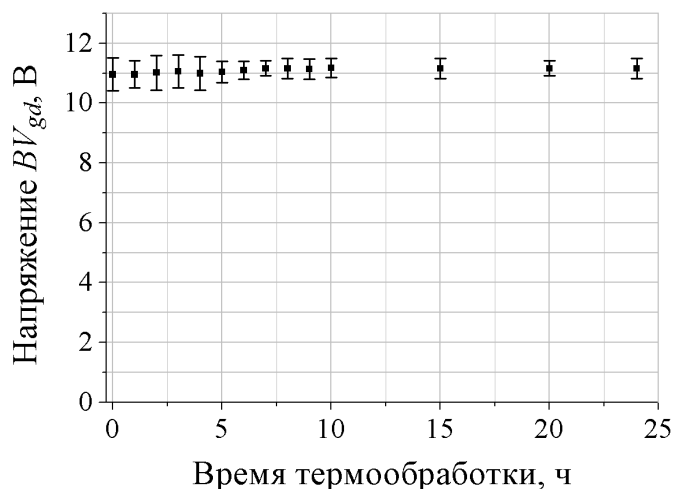


Рис. 3.35. Зависимость напряжения пробоя затвор-сток BV_{gd} GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ge/Al/Mo и затвором Ti/Mo/Cu/Mo, с двухуровневой металлизацией на основе Cu от времени термообработки при температуре 250 °C

После термообработки транзисторов при 250 °C в течение 24 ч ток насыщения составил $I_{dss} = 335 - 350$ мА/мм, максимальная крутизна $g_m = 350 - 370$ мСм/мм при напряжении сток-исток $U_{ds} = 3$ В. Напряжение отсечки составило $U_p = -1,25 - 1,35$ В, напряжение пробоя затвор-сток $BV_{gd} = 10,8 - 11,5$ В (при удельном токе утечки затвор-сток $I_{dg} = 1$ мА/мм).

Отсутствие существенной деградации параметров GaAs транзисторов с высокой подвижностью электронов с двухуровневой металлизацией на основе пленок Al и Cu в процессе термообработки при 250 °C в течение 24 ч показало их пригодность для использования в составе GaAs СВЧ МИС.

3.2.10 Анализ результатов и формирование общих принципов построения конструкций элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе Al и Cu

Анализ результатов проведенных экспериментов позволил сформулировать следующие выводы.

1) Из рассмотренных вариантов конструкции транзистора наиболее высокими термостойкостью и термостабильностью параметров обладали транзисторы с металлизацией затворов на основе Ti/Al/Mo 50/400/30 нм и металлизацией омических контактов на основе композиций Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/30 нм и Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo 15/10/150/50/100/50 нм. По результатам оценки надежности в заданных режимах испытаний ($T = 150 - 300$ °C в течение часа и $T = 250$ °C в течение 24 ч), данные транзисторы не уступали реперным транзисторам с металлизацией на основе Au. При этом омические контакты Pd/Ge/Al/Mo и Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo имели более низкое значение приведенного контактного сопротивления в сравнении с омическим контактом Ni/Ge/Au/Ni/Au. При уровне легирования n^+ слоя GaAs равном $5 \cdot 10^{18}$ см⁻³ контактное сопротивление составляло $(8,6 - 9,5) \cdot 10^{-7}$, $(7,1 - 7,9) \cdot 10^{-7}$ и $(2 - 2,5) \cdot 10^{-6}$ Ом·см² соответственно.

2) Формирование слоя защитного диэлектрика Si_xN_y толщиной 250 нм поверх омического контакта Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo позволило обеспечить защиту от диффузии Cu по торцам металлизации контакта в подложку, на уровне при котором в процессе оценки надежности транзисторов, в заданных режимах испытаний ($T = 150 - 300$ °C в течение часа, $T = 250$ °C в течение 24 ч), отсутствовала деградация параметров транзисторов, а также изменения морфологии поверхности и торцов металлизации омических контактов.

3) Транзисторы с металлизацией затвора Ti/Al/Mo 50/400/30 нм и металлизацией омических контактов на основе композиции Ge/Cu/Mo 78/122/100 нм имели несколько худшие термостойкость и термостабильность параметров в сравнении с реперными транзисторами с металлизацией на основе Au. В процессе термообработок наблюдался разнонаправленный характер изменения параметров, так пробивное напряжение затвор-сток несколько снижалось, а ток насыщения и максимальная крутизна транзисторов увеличивались. При этом было обнаружена деградация морфологии поверхности и торцов металлизации омических контактов при температурах обработки 200 °C и выше уже в течение первого часа. По-видимому, это было обусловлено диффузией Cu по направлению к

поверхности металлизации. Омические контакты Ge/Cu/Mo имели более высокое приведенное контактное сопротивление, так при уровне легирования n^+ слоя GaAs равном $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ оно составило $(8,3 - 9,6) \cdot 10^{-5} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$.

4) Транзисторы с металлизацией затворов на основе композиции Ti/Al/Mo 50/400/30 нм имели значительно более высокую термостойкость и термостабильность параметров в сравнении с транзисторами, где металлизация затворов была выполнена на основе пленки Cu.

5) Транзисторы с металлизацией омических контактов Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/30 нм и металлизацией затворов на основе композиции Ti/Mo/Cu/Mo 50/30/350/30 нм имели крайне низкую термостойкость параметров, уже при температурах обработки более $150 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение часа наблюдалось резкое снижение величины пробивного напряжения. По всей видимости, это было связано с диффузией Cu по торцам затворной металлизации, имеющей только планарные диффузионные барьеры, в канал транзистора. Помимо этого при температурах обработки $200 \text{ }^\circ\text{C}$ и выше наблюдалась деформация металлических дорожек затворов.

б) Изменение конструкции затвора на основе пленки Cu, в которой в качестве металлизации использовалась композиция Ti/WN_x/Cu/WN_x 50/40/350/40 нм с планарными и торцевыми слоями диффузионных барьеров на основе WN_x, полностью окружавшими тело Cu проводника, с затворами, расположенными в щели в слое Si_xN_y, и с дополнительным покрытием затворов вторым слоем Si_xN_y позволило повысить термостойкость затворной металлизации. Первые визуальные изменения в металлизации затворов наблюдались только после обработки при температуре $250 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение часа. Но термостойкость транзисторов изготовленных с использованием данной конструкции затвора осталась крайне низкой, резкое снижение пробивного напряжения затвор-сток наблюдалось уже после осаждения второго слоя Si_xN_y. Что, по-видимому, было связано с образованием процессе напыления металлизации затворов разрывов в пленках Ti и нижнего WN_x на границе окна в нижнем слое Si_xN_y. При нагреве подложки в процессе осаждения второго слоя диэлектрика по образовавшимся

разрывам могла протекать диффузия Cu в канал транзисторов, что, судя по всему, и вызвало снижение пробивного напряжения затвор-сток.

7) Формирование торцевых диффузионных барьеров в металлизации на основе Cu позволило повысить ее термостойкость. Так в металлизации Mo/Cu/Mo 40/380/40 нм, имеющей только планарные диффузионные барьеры, изменения наблюдались уже после термообработки при $T = 125$ °C в течение одного часа. В то время как в металлизации на основе Cu с планарными и торцевыми диффузионными барьерами на основе тонких пленок W, Ta, Mo или WN_x , изменений не наблюдалось вплоть до температуры обработки 200 °C.

8) Упаковка металлизации на основе Cu в слой Si_xN_y позволила повысить термостойкость и термостабильность металлизации, при этом наилучшие результаты достигались в сочетании с металлизацией содержащей планарные и торцевые слои диффузионных барьеров.

9) Влияния разработанной конструкции двухуровневой металлизации на основе композиции $Si_xN_y/W/Cu/WN_x/Tu/Cu/Si_xN_y$ на термостабильность параметров транзисторов обнаружено не было. Транзисторы с металлизациями затворов и омических контактов на основе Ti/Al/Mo 50/400/30 нм и Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/30 нм, соответственно, без и с двухуровневой металлизацией на основе Cu, в заданном режиме испытаний ($T = 250$ °C в течение 24 ч) демонстрировали подобные результаты.

10) Формирование двухслойной пленки Si_xN_y/BCB поверх металлизации транзисторов позволило защитить металлизацию транзисторов от воздействия внешней среды. В процессе термообработки транзисторов с двухслойной металлизацией на основе Cu не наблюдалось изменения внешнего вида элементов металлизации.

Для оптимизации объема экспериментальных работ необходимо было отобрать по одному наиболее перспективному варианту металлизации омических контактов и затворов транзисторов. В случае металлизации затворов выбор был прост – из рассмотренных вариантов наилучшими термостойкостью и термостабильностью параметров обладали транзисторы с металлизацией затворов

на основе композиции Ti/Al/Mo. С выбором омического контакта было сложнее. Транзисторы с обоими видами металлизации омических контактов – Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo и Pd/Ge/Al/Mo при оценке надежности, продемонстрировали схожие результаты. Но в конструкции омического контакта Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo, существовала потенциальная возможность диффузии Cu по торцам металлизации в канал транзисторов, что могло бы вызвать деградацию их параметров. Поэтому в дальнейшей работе при разработке конструкций активных и пассивных элементов МИС было решено сосредоточиться на металлизации омических контактов на основе композиции Pd/Ge/Al/Mo.

На основе анализа полученных результатов, были сформулированы основные принципы, использованные в данной работе при построении конструкций активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu:

- металлизация омических контактов и затворов транзисторов, непосредственно находящаяся в прямом контакте с подложкой GaAs, не должна содержать в своем составе слой Cu;
- металлизация, содержащая в своем составе слой Cu, должна быть отделена от подложки слоем Si_xN_y , используемым в качестве дополнительного диффузионного барьера;
- электрический контакт между металлизацией содержащей слой Cu и металлизацией омических и затворных контактов должен осуществляться через специально сформированные окна в слое Si_xN_y , при этом размеры окон должны быть несколько меньше размеров нижележащей контактной площадки;
- металлизация, содержащая в своем составе слой Cu, должна ограничиваться слоями планарных и торцевых диффузионных барьеров;
- металлизация МИС должна быть защищена от воздействия внешней среды.

В соответствии со сформулированными принципами в качестве металлизации омических контактов элементов была выбрана композиция Pd/Ge/Al/Mo, металлизации затворов – Ti/Al/Mo, металлизации первого уровня –

W/Cu/WN_x с планарными и торцевыми диффузионными барьерами на основе пленок W и WN_x, металлизации второго уровня – Ti/Cu, где в качестве верхнего планарного и торцевых диффузионных барьеров металлизации второго уровня использована пленка Si_xN_y, для защиты металлизации элементов от воздействия внешней среды – двухслойная пленка Si_xN_y/BCB.

3.3 Разработка конструкций пассивных элементов фронтальной стороны пластины GaAs с металлизацией на основе Al и Cu

На фронтальной стороне GaAs СВЧ МИС помимо активных элементов располагаются пассивные элементы: тонкопленочные и объемные резисторы, МДМ конденсаторы, индуктивности в виде сосредоточенных и распределенных элементов, проводники, соединяющие элементы в одном уровне и между уровнями (межэлементная металлизация), контактные площадки. Разработка конструкций пассивных элементов проводилась на базе ранее разработанной конструкции GaAs pHEMT с омическими контактами Pd/Ge/Al/Мо затвором Ti/Al/Мо и двухуровневой металлизацией на основе Cu. Разработка конструкций пассивных элементов велась с учетом сформированных общих принципов построения конструкций элементов GaAs СВЧ МИС, а также с тем, чтобы они могли быть изготовлены по единому технологическому маршруту с активными элементами.

3.3.1 Тонкопленочный резистор

Конструкция тонкопленочного резистора представлена на рисунке 3.36. На поверхности GaAs подложки (рис. 3.36, б, поз. 1) последовательно расположены первый (рис. 3.36, б, поз. 2) и второй (рис. 3.36, б, поз. 3) слои защитного диэлектрика Si_xN_y толщиной 100 и 150 нм соответственно. Металлизация первого уровня W/Cu/WN_x 40/380/50 нм (рис. 3.36, б, поз. 4) расположена на поверхности второго слоя защитного диэлектрика. Резистивный слой NiCrSi (рис. 3.36, б, поз.

5) расположен на поверхности второго слоя защитного диэлектрика и металлизации первого уровня. Металлизация второго уровня Ti/Cu 50/3000 нм (рис. 3.36, б, поз. 6) расположена на поверхности металлизации первого уровня и резистивного слоя. Третий слой защитного диэлектрика Si_xN_y 100 нм (рис. 3.36, б, поз. 7) расположен на поверхности второго слоя защитного диэлектрика, первого и второго уровней металлизации. Четвертый слой защитного диэлектрика BCB 5 мкм (рис. 3.34, б, поз. 8) расположен на поверхности третьего слоя защитного диэлектрика.

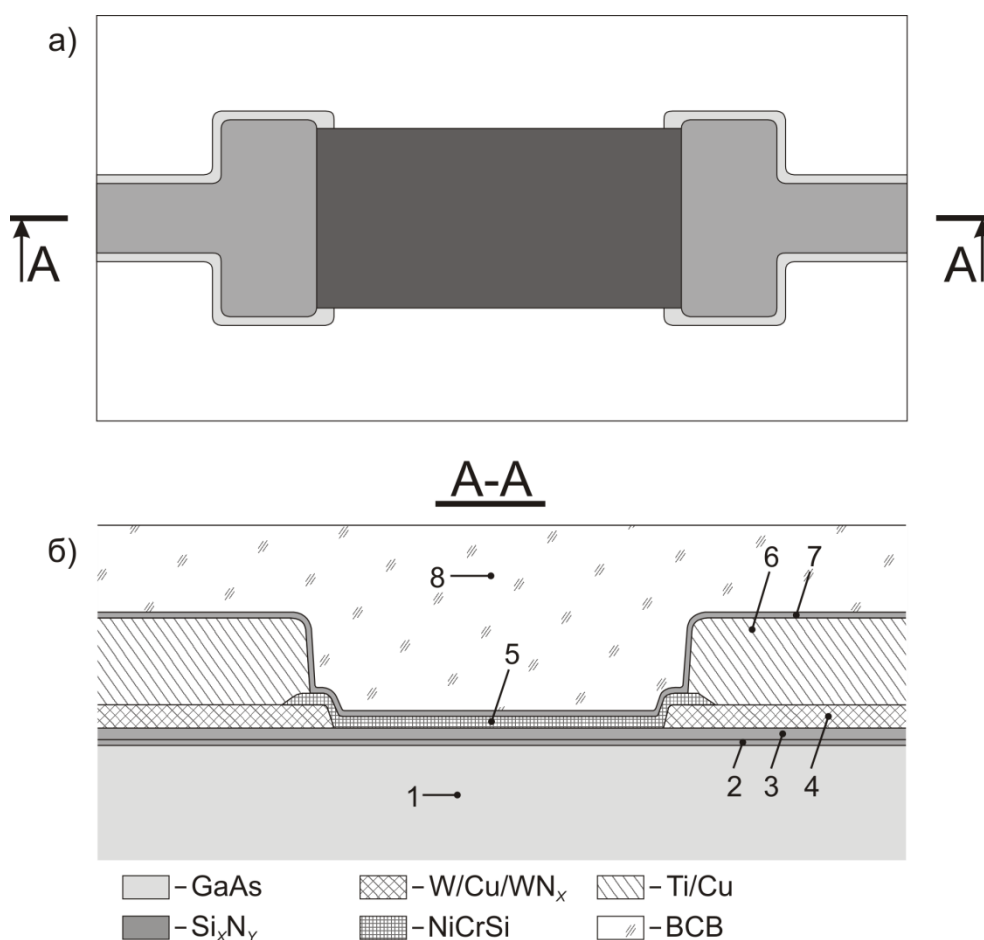


Рис. 3.36. Конструкция тонкопленочного резистора в составе GaAs СВЧ МИС с металлизацией контактных площадок на основе Cu: а) – вид сверху; б) – разрез A-A. 1 – GaAs подложка, 2, 3, 7, 8 – слои диэлектрика, 4 – металлизация первого уровня, 5 – резистивный слой, 6 – металлизация второго уровня

Микроскопические изображения резисторов, изготовленных по описанной выше конструкции, представлены на рисунках 3.37. Удельное сопротивление резистивного слоя составляло 18-19 Ом/кв.

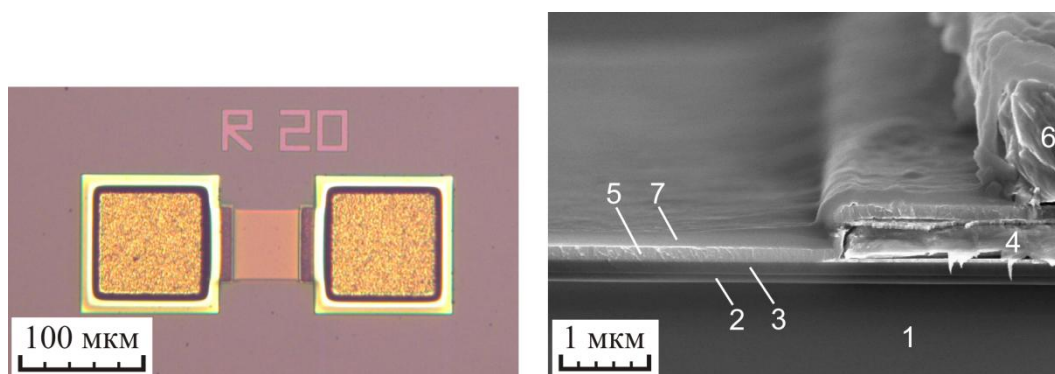


Рис. 3.37. Микроскопические изображения тонкопленочного резистора с металлизацией контактных площадок на основе Cu: а) – вид сверху; б) – поперечное сечение. 1 – GaAs подложка, 2, 3, 7 – слои Si_xN_y , 4 – металлизация первого уровня, 5 – резистивный слой, 6 – металлизация второго уровня

У резисторов была проведена оценка термостабильности сопротивления. На рисунке 3.38 показана зависимость сопротивления резисторов от времени термообработки при температуре 250 °С в атмосфере азота. В процессе термообработки изменения сопротивления резисторов не превышали погрешности измерения.

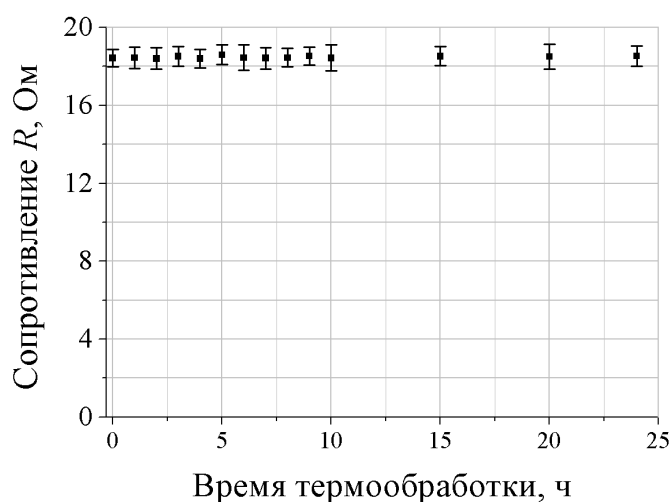


Рис. 3.38. Зависимость сопротивления тонкопленочного резистора с металлизацией контактных площадок на основе Cu от времени термообработки при температуре 250 °С в атмосфере азота

Результаты эксперимента показали высокую термостабильность сопротивления резисторов с металлизацией контактных площадок на основе Cu, изготовленных по представленной выше конструкции. В процессе термообработки не наблюдалось деградации поверхности металлизации контактных площадок и резистивного слоя. Что обеспечило возможность использования резисторов в составе GaAs СВЧ МИС.

3.3.2 МДМ конденсатор

Конструкция МДМ конденсатора представлена на рисунке 3.39. На поверхности GaAs подложки (рис. 3.39, б, поз. 1) расположен первый слой защитного диэлектрика Si_xN_y толщиной 100 нм (рис. 3.39, б, поз. 2). Нижняя обкладка конденсатора W/Cu/ WN_x 40/380/50 нм (рис. 3.39, б, поз. 3) расположена на поверхности первого слоя защитного диэлектрика. Второй слой защитного диэлектрика Si_xN_y 150 нм (рис. 3.39, б, поз. 4) расположен на поверхности первого слоя защитного диэлектрика и нижней обкладки конденсатора. Металлизация первого уровня W/Cu/ WN_x 40/380/50 нм (рис. 3.39, б, поз. 5) расположена на поверхности второго слоя защитного диэлектрика, также на поверхности нижней обкладки конденсатора, в специально сформированном окне, во втором слое защитного диэлектрика. В металлизации первого уровня также сформирована верхняя обкладка конденсатора. Металлизация второго уровня Ti/Cu 50/3000 нм (рис. 3.39, б, поз. 6) расположена на поверхности металлизации первого уровня. Так называемый мост во втором уровне металлизации, обеспечивает электрическое соединение между верхней обкладкой конденсатора и межэлементной металлизацией МИС. Третий слой защитного диэлектрика Si_xN_y 100 нм (рис. 3.39, б, поз. 7) расположен на поверхности второго слоя защитного диэлектрика, первого и второго уровней металлизации. Четвертый слой защитного диэлектрика BCB 5 мкм (рис. 3.39, б, поз. 8) расположен на поверхности третьего слоя защитного диэлектрика.

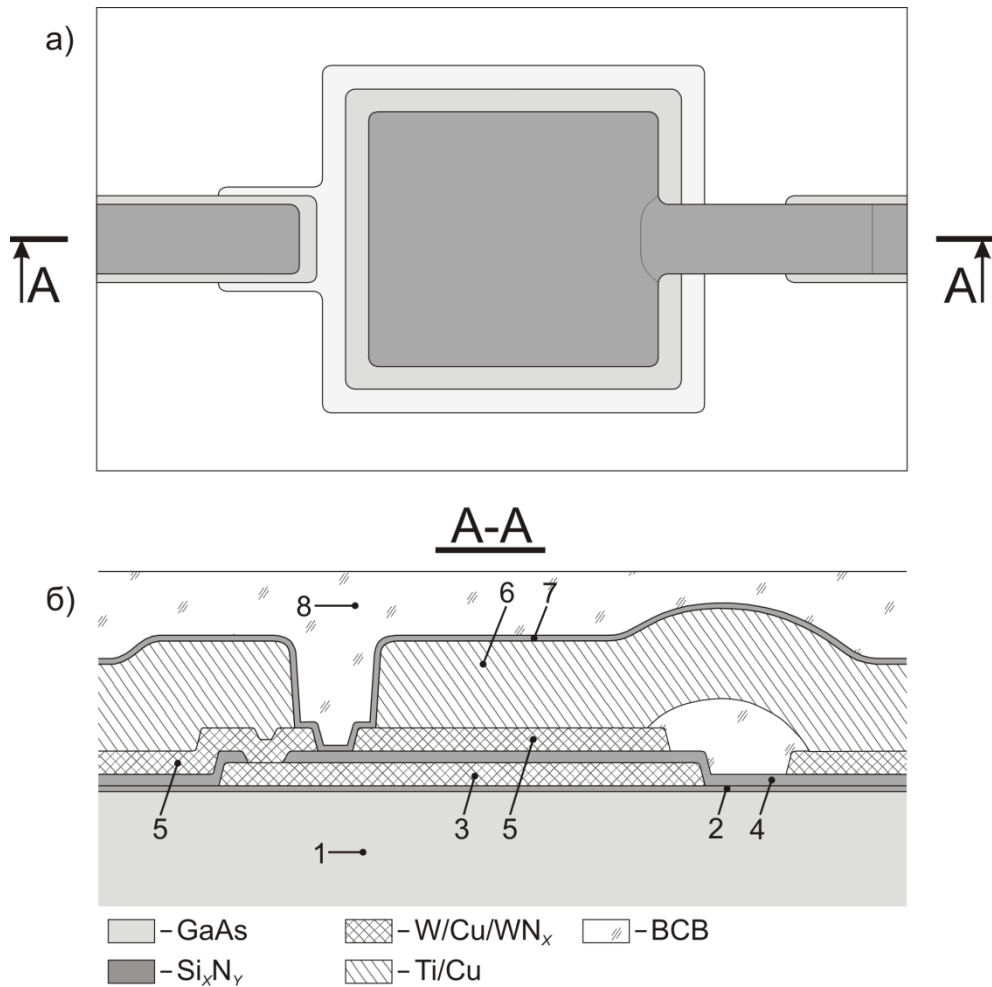


Рис. 3.39. Конструкция МДМ конденсатора в составе GaAs СВЧ МИС: а) – вид сверху; б) – разрез A-A. 1 – GaAs подложка, 2, 4, 7, 8 – слои диэлектрика, 3 – нижняя обкладка конденсатора, 5 – верхняя обкладка конденсатора и металлизация первого уровня, 6 – металлизация второго уровня

На рисунках 3.40 представлены микроскопические изображения МДМ конденсаторов емкостью 4 пФ, изготовленных по описанной выше конструкции.

У МДМ конденсаторов была проведена оценка термостабильности пробивного напряжения диэлектрика. На рисунке 3.41 показана зависимость напряжения пробоя конденсаторов от времени термообработки при температуре 250 °С в атмосфере азота. В установленных пределах времени термообработки величина пробивного напряжения оставалась стабильной, изменения находились в пределах погрешности измерения.

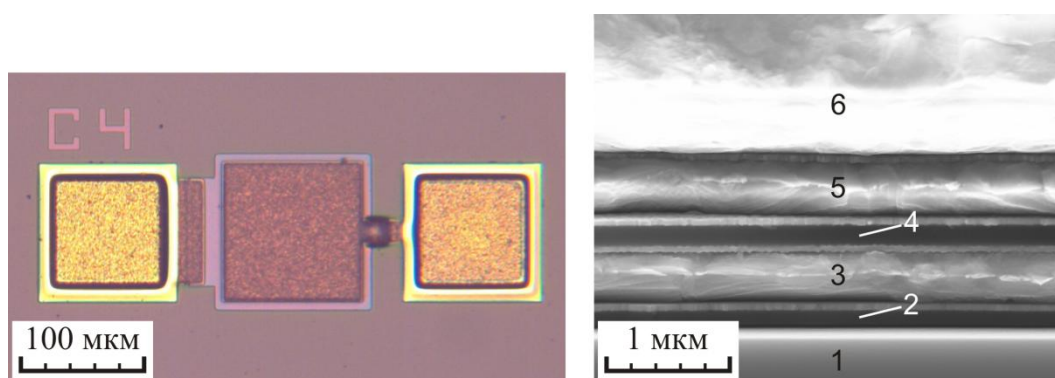


Рис. 3.40. Микроскопические изображения МДМ конденсатора с металлизацией контактных площадок на основе Cu: *а*) – вид сверху; *б*) – поперечное сечение.

1 – GaAs подложка, 2, 4 – слои Si_xN_y , 3 – нижняя обкладка конденсатора, 5 – верхняя обкладка конденсатора, 6 – металлизация второго уровня

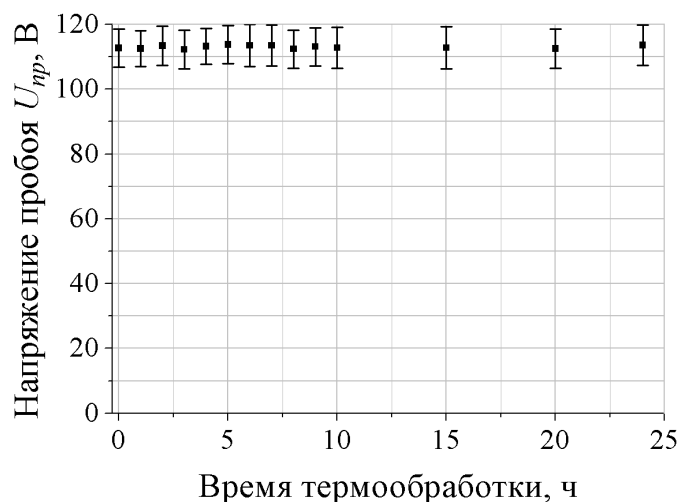


Рис. 3.41. Зависимость напряжения пробоя диэлектрика МДМ конденсаторов с металлизацией контактных площадок на основе Cu от времени термообработки при температуре 250 °С в атмосфере азота

Результаты термообработки показали высокую стабильность пробивного напряжения конденсаторов. Что свидетельствовало об отсутствии сколь-нибудь значимой диффузии Cu в слой диэлектрика конденсатора, в противном случае электрическая прочность диэлектрика должна была снизиться. Результаты эксперимента показали надежность разработанной конструкции конденсатора, что позволило ее использовать в составе GaAs СВЧ МИС.

3.3.3 Индуктивность

Конструкция тонкопленочной индуктивности была разработана на основе конструкции двухуровневой Cu металлизации GaAs pHEMT (рис. 3.42).

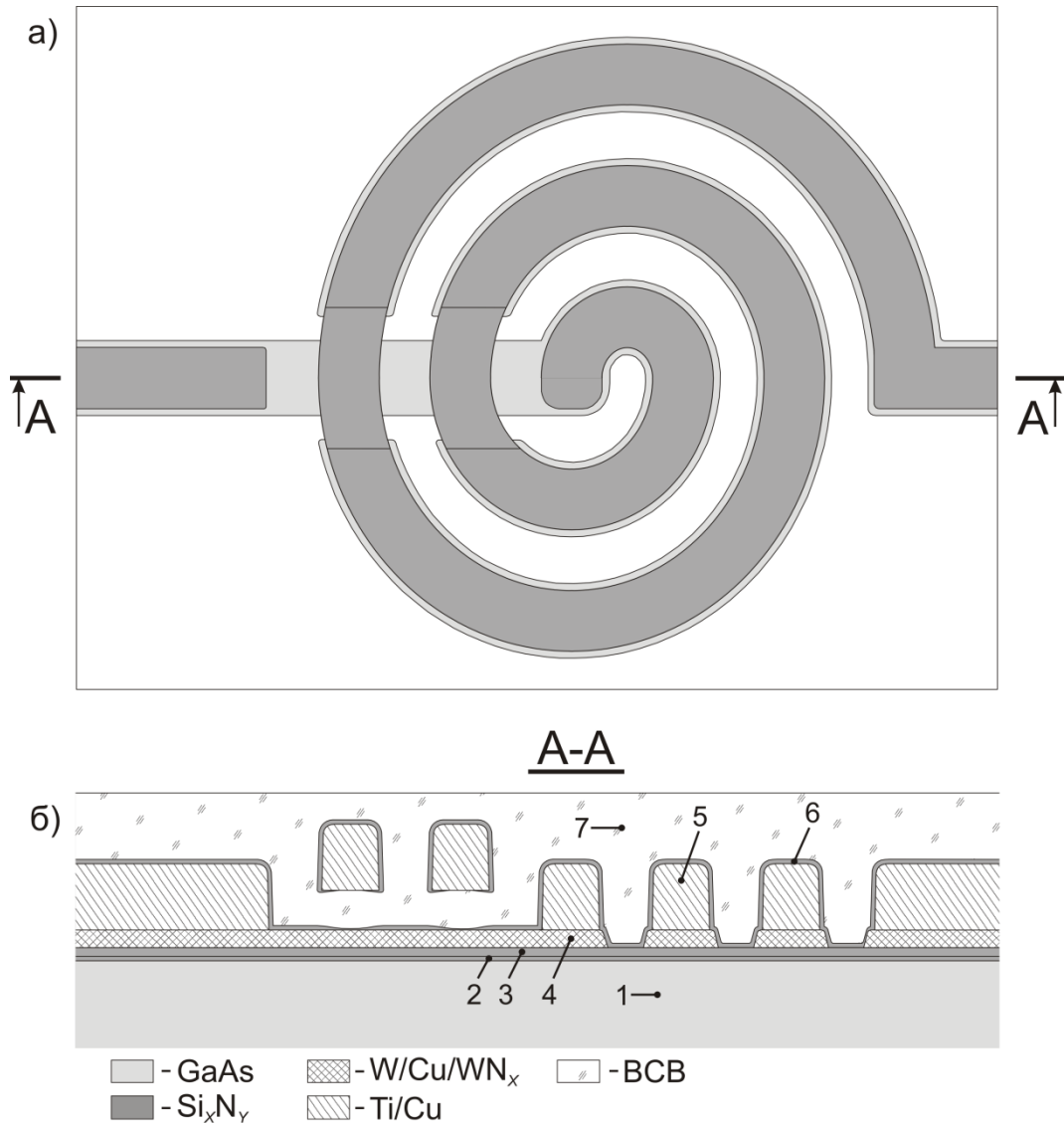


Рис. 3.42. Конструкция тонкопленочной индуктивности в составе GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе Cu: а) – вид сверху; б) – разрез A-A. 1 – GaAs подложка, 2, 3, 6, 7 – слои диэлектрика, 4 – металлизация первого уровня, 5 – металлизация второго уровня

На поверхности GaAs подложки (рис. 3. 42, б, поз. 1) последовательно расположены первый (рис. 3. 42, б, поз. 2) и второй (рис. 3. 42, б, поз. 3) слои защитного диэлектрика Si_xN_y толщиной 100 и 150 нм соответственно.

Металлизация первого уровня $W/Cu/WN_x$ 40/380/50 нм (рис. 3. 42, б, поз. 4) расположена на поверхности второго слоя защитного диэлектрика. Металлизация второго уровня Ti/Cu 50/3000 нм (рис. 3. 42, б, поз. 5) расположена на поверхности металлизации первого уровня. Так называемые мосты во втором уровне металлизации, обеспечивают электрическую развязку между внутренним концом и витками индуктивности. Третий слой защитного диэлектрика Si_xN_y 100 нм (рис. 3. 42, б, поз. 6) расположен на поверхности второго слоя защитного диэлектрика, первого и второго уровней металлизации. Четвертый слой защитного диэлектрика ВСВ 5 мкм (рис. 3. 42, б, поз. 7) расположен на поверхности третьего слоя защитного диэлектрика.

На рисунке 3.43 представлено микроскопическое изображение тонкопленочной индуктивности изготовленной по описанной выше конструкции.

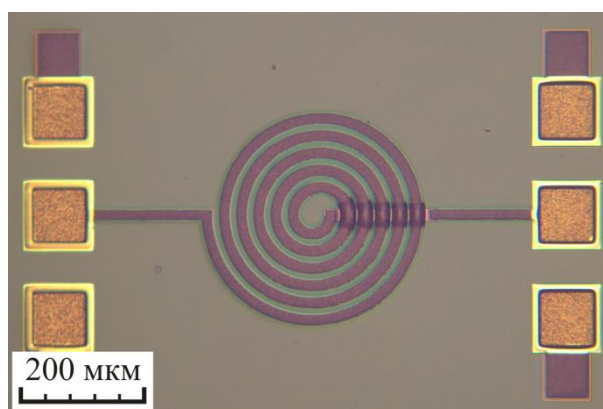


Рис. 3.43. Микроскопическое изображение тонкопленочной индуктивности с металлизацией, выполненной на основе Cu

Так как конструкция металлизации индуктивности ничем существенным не отличалась от конструкции металлизации в GaAs pHEMT, термостабильность параметров которого была показана выше, отсутствовала необходимость в дополнительных испытаниях, перед использованием индуктивности в составе GaAs СВЧ МИС.

3.3.4 Контактная площадка МИС

Традиционным в технологии GaAs СВЧ МИС способом соединения контактных площадок МИС с контактными площадками выводов микросхемы, является проволочный монтаж с использованием Au проволоки [85–87]. Альтернативным, но более редко используемым, способом монтажа МИС, является так называемая «flip-chip» технология [68–70], получившая наибольшее распространение с технологии Si ИС.

Разработка конструкции контактной площадки GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu проводилась под проволочный монтаж Au проволокой. Особенностью конструкции являлось использование относительно тонкого слоя Au, расположенного поверх Cu контактной площадки. Слой был предназначен для защиты Cu от воздействия внешней среды, а также формирования гомогенного сварного соединения Au-Au, вместо гетерогенного Cu-Au.

Конструкция контактной площадки представлена на рисунке 3.44. Омический контакт Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/30 нм (рис. 3. 44, б, поз. 2) расположен на поверхности GaAs подложки (рис. 3. 44, б, поз. 1). Первый (рис. 3. 44, б, поз. 3) и второй (рис. 3. 44, б, поз. 4) слои защитного диэлектрика Si_xN_y толщиной 100 и 150 нм соответственно, последовательно расположены на поверхности подложки и омического контакта. Металлизация первого уровня W/Cu/ WN_x 40/380/50 нм (рис. 3. 44, б, поз. 5) расположена на поверхности второго слоя защитного диэлектрика и омического контакта в специально сформированных окнах, в первом и втором слоях защитного диэлектрика. Металлизация второго уровня Ti/Cu 50/3000 нм (рис. 3. 44, б, поз. 6) расположена на поверхности металлизации первого уровня. Третий слой защитного диэлектрика Si_xN_y 100 нм (рис. 3. 44, б, поз. 7) расположен на поверхности второго слоя защитного диэлектрика, первого и второго уровней металлизации. Четвертый слой защитного диэлектрика ВСВ 5 мкм (рис. 3. 44, б, поз. 8) расположен на поверхности третьего слоя защитного диэлектрика. Контактный

уровень металлизации МИС Ti/Pt/Au 50/25/400 нм (рис. 3. 44, б, поз. 9) расположен на поверхности четвертого слоя защитного диэлектрика и металлизации второго уровня в специально сформированных окнах, в третьем и четвертом слоях защитного диэлектрика.

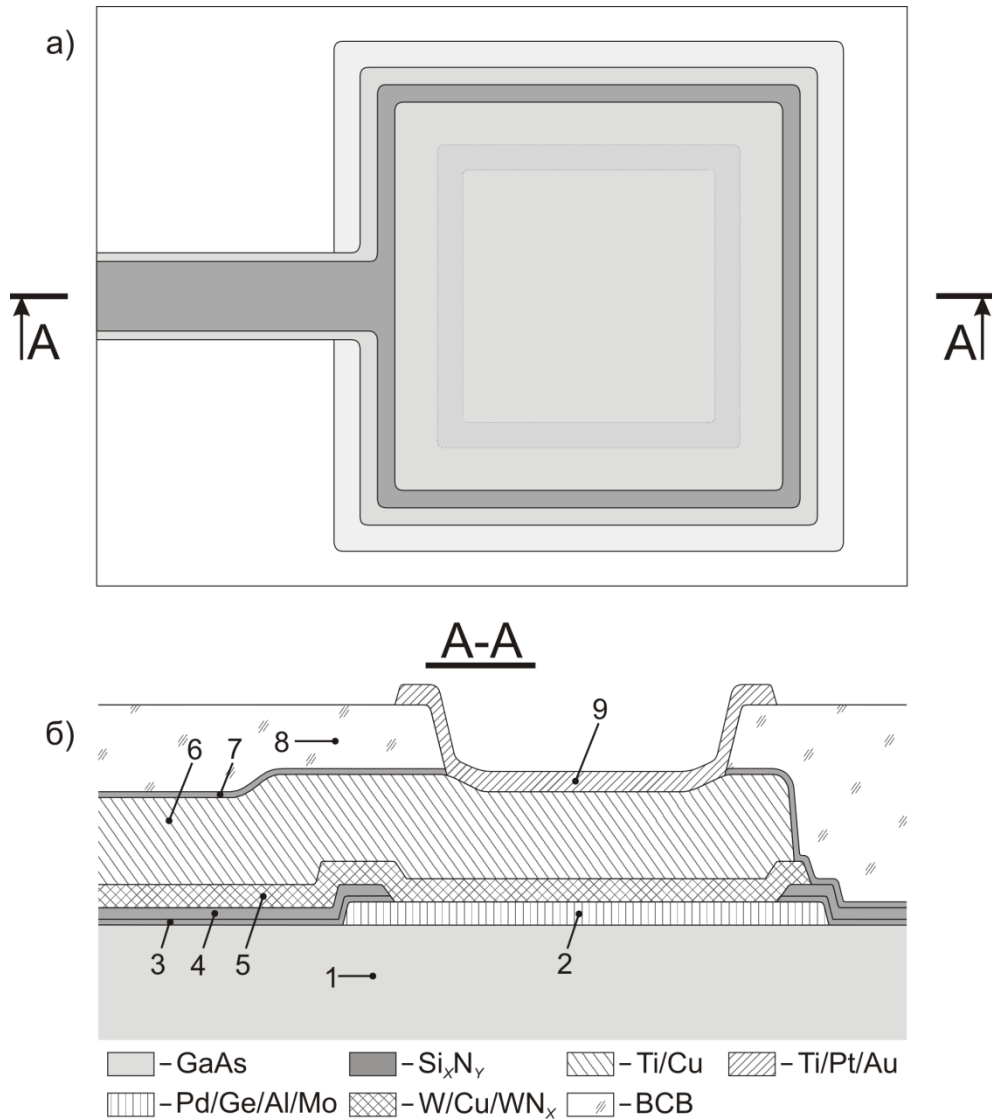


Рис. 3.44. Конструкция контактной площадки в составе GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе Cu: а) – вид сверху; б) – разрез А-А. 1 – GaAs подложка, 2 – омический контакт, 3, 4, 7, 8 – слои диэлектрика, 5 – металлизация первого уровня, 6 – металлизация второго уровня, 9 – металлизация контактного уровня

Контактные площадки изготавливались совместно с другими дискретными активными и пассивными элементами. Для оценки адгезии слоев металлизации контактной площадки, а также возможности проведения разварки МИС

проволокой был проведен эксперимент. Микросварка проводилась Au проволокой, методом термокомпрессии с ультразвуком. Результаты представлены в таблице 1.

Таблица 3.1.

Результаты микросварки контактных площадок GaAs СВЧ МИС Au проволокой

№	Оборудование	Тип соединения	Проволока	Режим	Прочность соединения
1	Palomar 8000	шар	Au 30мкм	стандартный	хорошая
2		клин	Au 30мкм	стандартный	хорошая
3	ЭМ4320	шар	Au 30мкм	стандартный	хорошая
4		клин	Au 30мкм	стандартный	хорошая
5	Orthodyne 3700	шар	Au 30мкм	стандартный	хорошая
6		клин	Au 30мкм	стандартный	хорошая
7	K&S 4325	шар	Au 30мкм	усиленный	хорошая
8		клин	Au 30мкм	усиленный	хорошая

Во всех рассмотренных режимах микросварки соединение демонстрировало высокую прочность. В тесте на разрыв, рвалась проволока, при этом само сварное соединение оставалось на контактной площадке. На рисунке 3.45 представлено микроскопическое изображение контактной площадки МИС с приваренной проволокой.

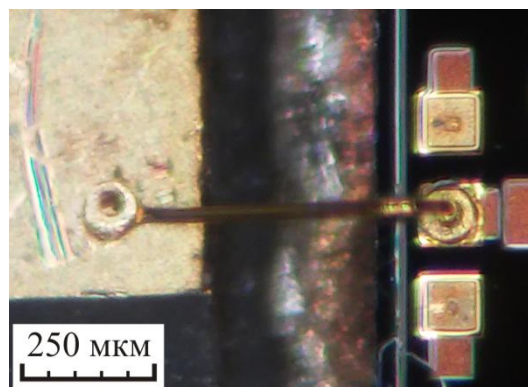


Рис. 3.45. Микроскопическое изображение контактной площадки GaAs СВЧ МИС с приваренной Au проволокой

Оценка термостабильности металлизации контактных площадок проводилась в процессе оценки термостабильности дискретных элементов (транзистор, резистор и конденсатор), совместно с которыми они изготавливались.

Как показали эксперименты относительно тонкий контактный уровень металлизации Ti/Pt/Au поверх Cu контактной площадки, помимо того, что защитил поверхность Cu в контактной площадке, также позволил обеспечить высокую прочность сварного соединения, позволяющую проводить монтаж GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu.

3.3.5 Межэлементная металлизация МИС первого и второго уровней

На основе конструкции Cu двухуровневой металлизации дискретных активных и пассивных элементов, была разработана конструкция межэлементной металлизации GaAs СВЧ МИС. Изображение конструкции, со всеми возможными видами межсоединений в составе МИС, показано на рисунке 3.46. Слои межэлементной металлизации выделены штриховкой, слои диэлектриков штриховкой и серым цветом. Первый уровень металлизации W/Cu/WN_x 40/380/50 нм (рис. 3. 46, поз. 7) по полю МИС располагается на первых двух слоях диэлектрика Si_xN_y толщиной 100 и 150 нм соответственно (рис. 3. 46, поз. 3 и 6). Второй уровень металлизации Ti/Cu 50/3000 нм (рис. 3. 46, поз. 9) располагается непосредственно над первым. В нем формируются так называемые мосты, для создания электрического контакта к верхней обкладке конденсаторов и в областях пересечения проводников. В области пересечения проводников, один проводник располагается только в первом уровне металлизации, другой только во втором, в виде моста. Электрический контакт межэлементной металлизации с нижележащими элементами металлизации МИС осуществляется через окна в слоях диэлектрика. К омическим контактам (рис. 3. 46, поз. 2) окна формируются в первых двух слоях Si_xN_y. К затворной металлизации (рис. 3. 46, поз. 5) и нижней обкладке конденсатора (рис. 3. 46, поз. 4) окна формируются только во втором

слое Si_xN_y , а сами элементы располагаются на первом слое диэлектрика. Края металлизации резисторов (рис. 3. 46, поз. 8) располагаются между первым и вторым уровнями металлизации. Межэлементная металлизация покрыта третьим слоем Si_xN_y 100 нм (рис. 3. 46, поз. 10) и четвертым слоем диэлектрика ВСВ 5 мкм (рис. 3. 46, поз. 11). В окнах в третьем и четвертом слоях диэлектрика, на межэлементной металлизации второго уровня располагается металлизация контактного уровня МИС (рис. 3. 46, поз. 12). Электрический контакт межэлементной металлизации с металлизацией обратной стороны МИС (рис. 3. 46, поз. 14) осуществляется в сквозных отверстиях (рис. 3. 46, поз. 13) в GaAs подложке (рис. 3. 46, поз. 1) через слой омического контакта (рис. 3. 46, поз. 2).

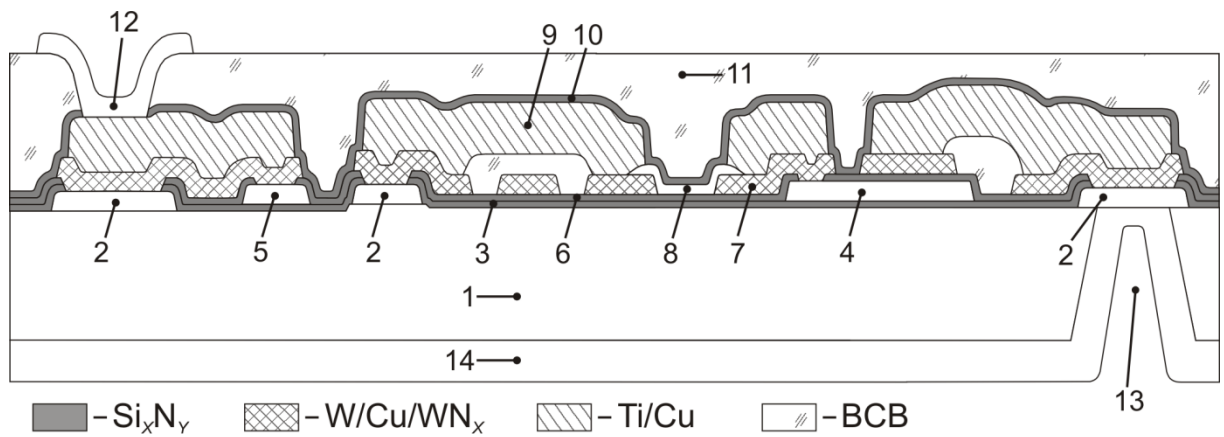


Рис. 3.46. Конструкция межэлементной металлизации GaAs СВЧ МИС на основе Cu. 1 – GaAs подложка, 2 – омический контакт, 3, 6, 10, 11 – слои диэлектрика, 4 – нижняя обкладка конденсатора, 5 – металлизация затвора транзистора, 7 – металлизация первого уровня, 8 – резистивный слой, 9 – металлизация второго уровня, 12 – металлизация контактного уровня, 13 – сквозное отверстие, 14 – металлизация обратной стороны МИС

3.4 Разработка конструкций пассивных элементов обратной стороны пластины GaAs с металлизацией на основе Cu

Обычно при формировании GaAs СВЧ МИС обратная сторона пластины содержит в своем составе:

- сквозные отверстия в пластине GaAs к элементам, расположенным на фронтальной стороне МИС;
- металлизацию обратной стороны, в том числе и в сквозных отверстиях;
- так называемые «streets» на границах МИС, представляющие из себя области в которых частично или полностью отсутствует металлизация обратной стороны, предназначенные для облегчения разделения GaAs подложки на отдельные чипы.

3.4.1 Конструкция металлизации обратной стороны со сквозными отверстиями

Пленки на основе тугоплавких металлов и/или их нитридов являются хорошими диффузионными барьерами для Cu, а наиболее распространенным методом, формирования таких пленок, является магнетронное осаждение. Однако у метода магнетронного осаждения есть существенное ограничение – он обладает ограниченной конформностью осаждения.

При формировании металлизации на основе Cu в GaAs СВЧ МИС необходимыми условиями являются непрерывность и достаточность толщины слоя диффузионного барьера между GaAs подложкой и Cu. В случае плоской поверхности подложки данные условия выполняется достаточно просто. Но наличие в GaAs подложке сквозных отверстий существенно усложняет задачу. Толщина пленки диффузионного барьера, формируемая методом магнетронного осаждения, на боковых стенках отверстия постепенно уменьшается с увеличением глубины расположения в отверстии (рис. 3.47, *а*). В результате толщины пленки диффузионного барьера вблизи дна отверстия может быть недостаточно для обеспечения надежной защиты от диффузии Cu в GaAs подложку. Чтобы улучшить конформность осаждения пленки барьера необходимо, чтобы стенки сквозного отверстия имели не вертикальный, а наклонный профиль (рис. 3.47, *б*).

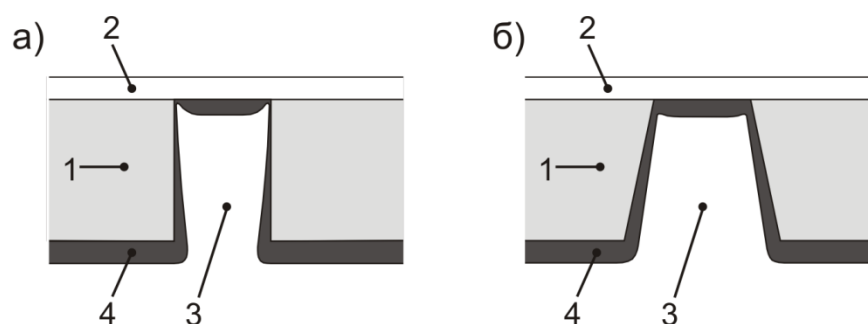


Рис. 3.47. Схематическое изображение формирования пленки диффузионного барьера на стенках сквозного отверстия методом магнетронного осаждения:

а) – вертикальные стенки отверстий; *б)* – наклонные стенки отверстий

1 – подложка GaAs, 2 – металлизация фронтальной стороны МИС, 3 – сквозное отверстие, 4 – пленка диффузионного барьера

Кроме того, после формирования сквозных отверстий методом плазмохимического травления поверхность боковых стенок отверстий имеет выраженный рельеф (рис. 3.48). Высота рельефа может быть сравнима или даже значительно превышать толщину пленки диффузионного барьера, формируемого методом магнетронного осаждения (толщина пленки барьера обычно не превышает нескольких десятков нанометров). Наличие неровностей на боковых стенках отверстий также может помешать формированию сплошной металлической пленки.

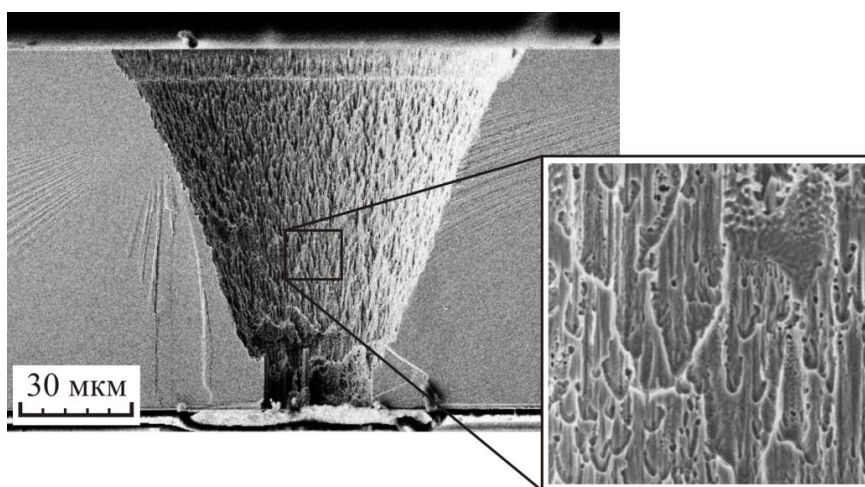


Рис. 3.48. Микроскопическое изображение поперечного сечения сквозного отверстия в GaAs с наклонными стенками, сформированного методом плазмохимического травления

На рисунках 3.49 показаны микроскопические изображения поперечного сечения отверстий с металлизацией W/Cu/W 100/3000/100 нм, где слои W формировались методом магнетронного осаждения, а слой Cu методом электрохимического осаждения, до и после термообработки при $T = 250$ °C в течение 24 часов в атмосфере азота. После термообработки были видны изменения в морфологии поверхности металлизации – пленка металлизации ближе ко дну отверстия стала рыхлой (рис 3.49, б, врезка слева; граница области отмечена стрелками). Рыхлость наблюдалась и на боковых стенках отверстий по всей границе металлизации с GaAs. Здесь же были видны следы диффузии Cu в GaAs, что проявилось в изменении кристаллической структуры GaAs вблизи металлизации (рис 3.49, б, врезка справа - снизу; граница области диффузии отмечена стрелками). При этом на горизонтальной поверхности GaAs за пределами отверстия изменений в металлизации не наблюдалось, нижний слой диффузионного барьера W четко прослеживался (рис 3.49, б, врезка справа - сверху; слой W отмечен стрелкой).

Данный эксперимент показал, что для повышения сплошности слоя диффузионного барьера, формируемого методом магнетронного осаждения, необходимо предварительно подготавливать поверхность боковых стенок отверстий в GaAs. Перспективными вариантами могли быть: жидкостное травление стенок отверстий в травителе, обладающем высокой полирующей способностью, и/или осаждение проводящего выравнивающего слоя, проводимые перед формированием слоя диффузионного барьера.

В данной работе был использован второй вариант. В качестве выравнивающего слоя была использована пленка Ni, формировавшаяся методом химического осаждения. Преимуществом такого решения было в том, что пленка Ni выступала также в качестве дополнительного диффузионного барьера для Cu. В качестве основного диффузионного барьера была использована пленка W. Для защиты Cu от воздействия внешней среды использовался второй слой W.

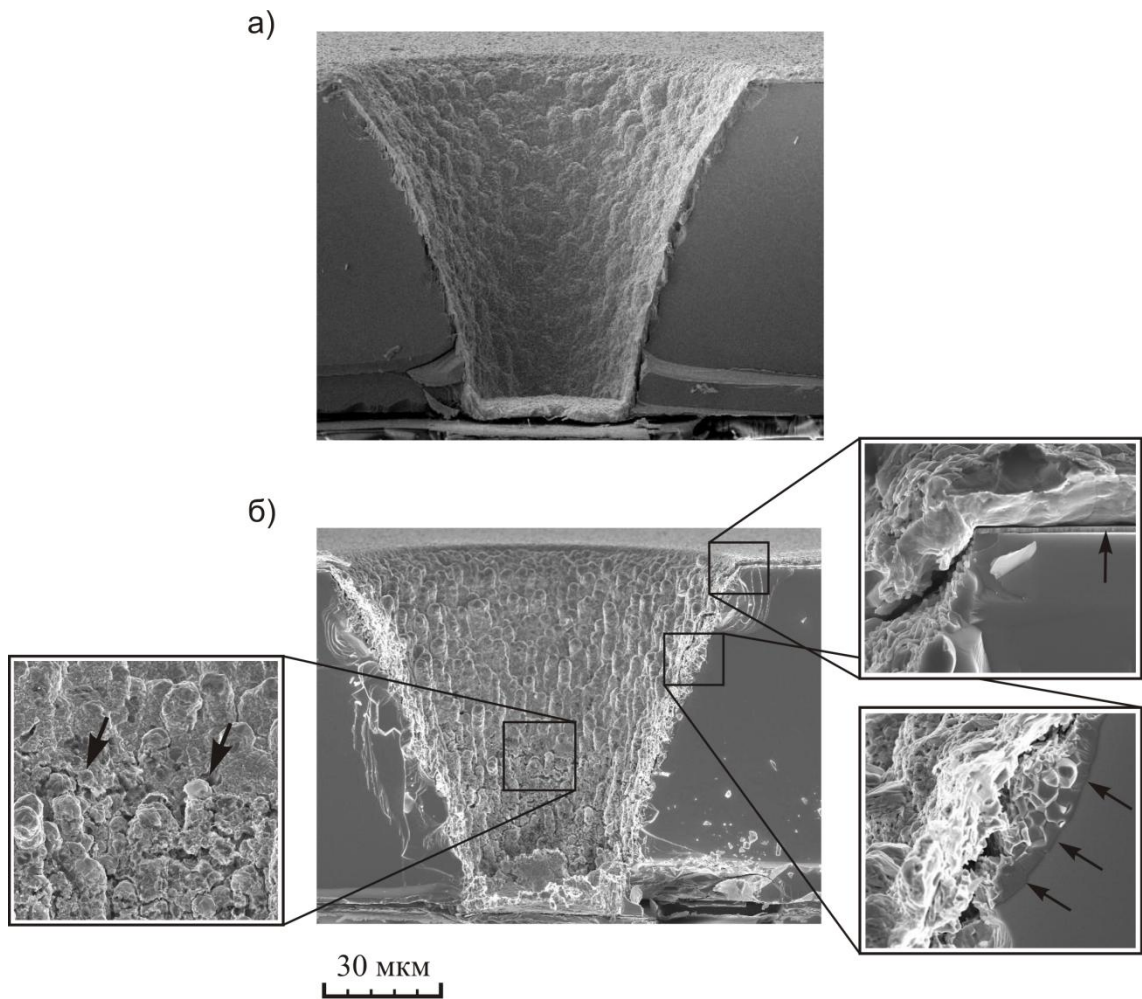


Рис. 3.49. Микроскопические изображения поперечного сечения металлизированного сквозного отверстия в GaAs с металлизацией W/Cu/W: *a)* – исходное; *б)* после термообработки при 250 °С в течение 24 ч в атмосфере азота

Конструкция металлизации обратной стороны со сквозными отверстиями и с выравнивающим слоем Ni представлена на рисунке 3.50. На фронтальной стороне GaAs подложки (рис. 3.50, поз. 1) расположена контактная площадка (рис. 3.50, поз. 2). С обратной стороны в подложке к контактной площадке сформировано сквозное отверстие (рис. 3.50, поз. 3). На поверхности обратной стороны подложки, боковых стенках сквозного отверстия и поверхности обратной стороны контактной площадки последовательно располагаются четыре слоя металлизации: выравнивающий слой Ni 500 – 1000 нм (рис. 3.50, поз. 4), слой

диффузионного барьера W 100 нм (рис. 3.50, поз. 5), слой Cu 4000 нм (рис. 3.50, поз. 6) и защитный слой W 100 нм (рис. 3.50, поз. 7).

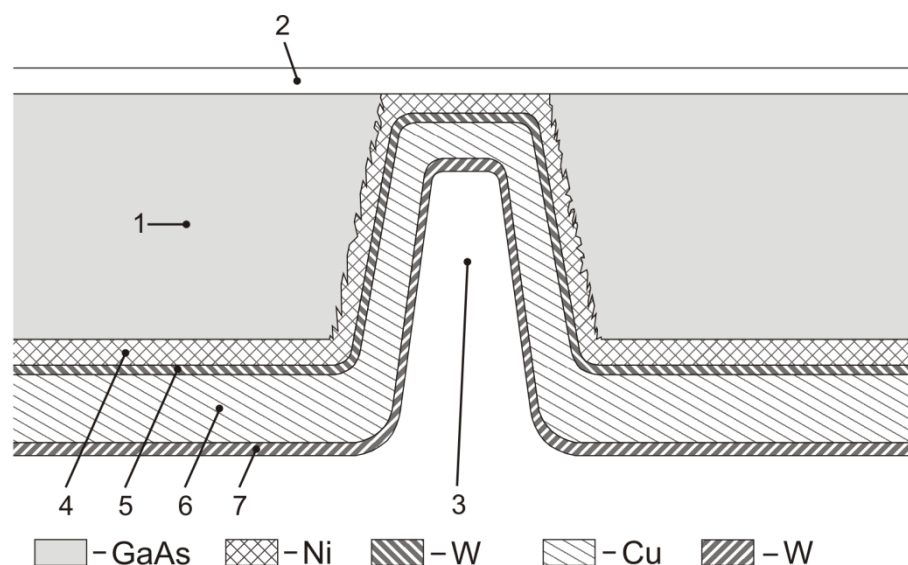


Рис. 3.50. Конструкция металлизации обратной стороны GaAs СВЧ МИС на основе Cu с выравнивающим слоем Ni: 1 – GaAs подложка, 2 – металлизация фронтальной стороны МИС, 3 – сквозное отверстие, 4 – выравнивающий слой, 5 – слой диффузионного барьера, 6 – слой Cu, 7 – защитный слой

По представленной выше конструкции была изготовлена с пластина GaAs с металлизацией обратной стороны МИС. Микроскопическое изображение поперечного сечения сквозного отверстия со сформированной металлизацией Ni/W/Cu/W после дополнительной термообработки при $T = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 24 ч в атмосфере азота показано на рисунке 3.51. После термообработки отсутствовали следы диффузии Cu в нижележащие слои и GaAs подложку.

Результаты разработки конструкции металлизации обратной стороны МИС со сквозными отверстиями показали, что использование дополнительного выравнивающего слоя Ni перед формированием методом магнетронного осаждения, слоя диффузионного барьера W позволило повысить сплошность слоя диффузионного барьера и увеличить термостабильность металлизации.

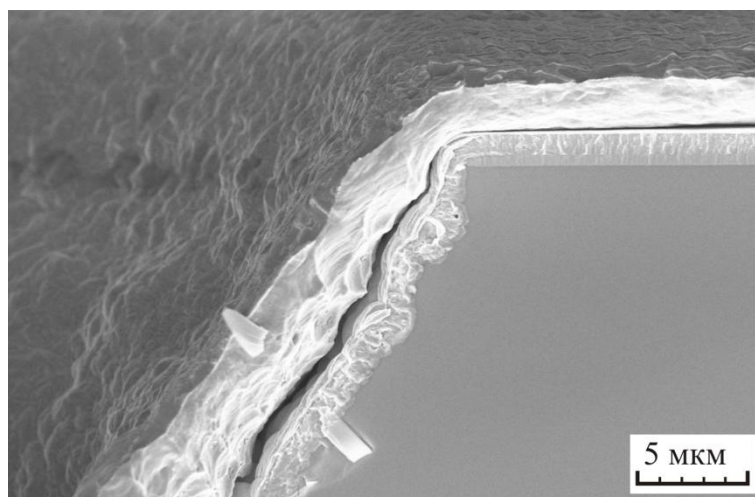


Рис. 3.51. Микроскопическое изображение поперечного сечения металлизированного сквозного отверстия в GaAs с выравнивающим слоем Ni после термообработки при 250 °С в течение 24 ч в атмосфере азота

3.4.2 Конструкция «streets» в металлизации обратной стороны МИС

Для облегчения разделения полностью готовой GaAs пластины на чипы на линиях реза между кристаллами МИС необходимо было удалить металлизацию обратной стороны. Для этого формировались так называемые «streets», в которых на линиях реза удалялись не все слои, а были оставлены выравнивающий слой Ni и слой диффузионного барьера W. В такой конструкции, после разделения GaAs пластины на отдельные МИС, края слоев Ni и W выступали за границы слоя Cu, что позволило улучшить защиту от диффузии Cu в GaAs по торцам металлизации.

Разработанная конструкция «streets» представлена на рисунке 3.52. На всей площади GaAs пластины (рис 3.52, б, поз 4) последовательно расположены слои Ni (рис 3.52, б, поз 5) и W (рис 3.52, б, поз 6). Последующие слои Cu (рис 3.52, б, поз 7) и верхний слой W (рис 3.52, б, поз 8) ограничены периметром каждой МИС (рис. 3.52, а и б, поз. 1).

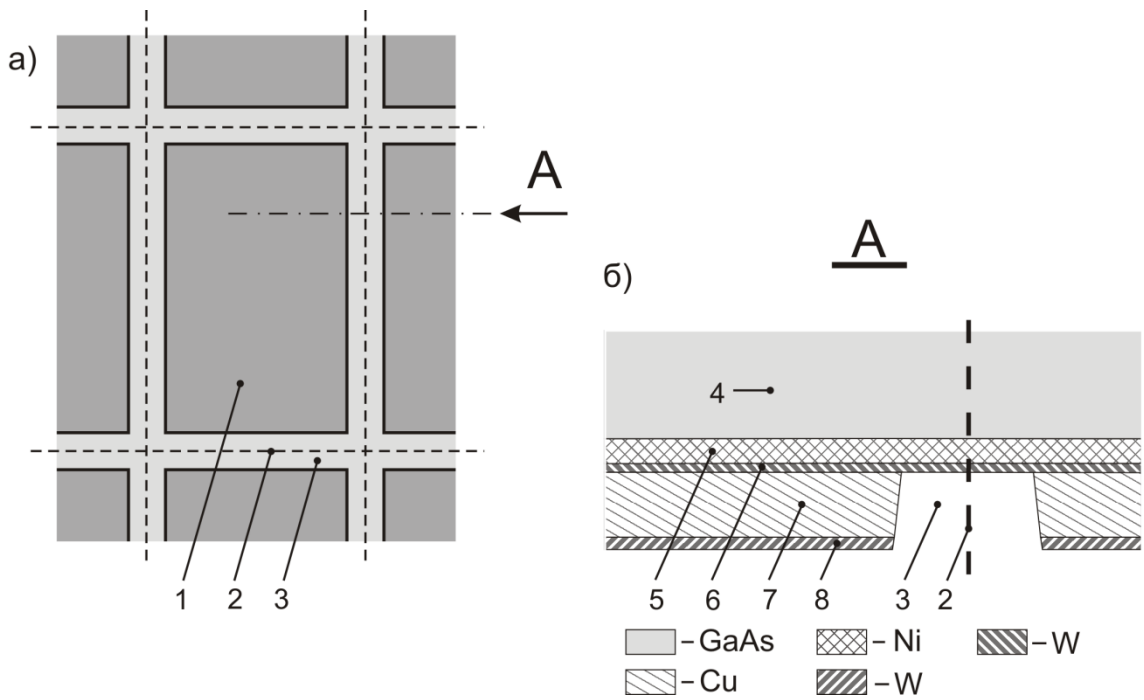


Рис. 3.52. Конструкция «streets» металлизации обратной стороны GaAs СВЧ МИС: *a)* – вид сверху; *б)* – местный разрез А. 1 – МИС, 2 – линия реза, 3 – «street», 4 – GaAs подложка, 5 – выравнивающий слой, 6 – слой диффузионного барьера, 7 – слой Cu, 8 – защитный слой

На рисунке 3.53 представлено микроскопическое изображение «streets» после травления верхнего слоя W и слоя Cu.

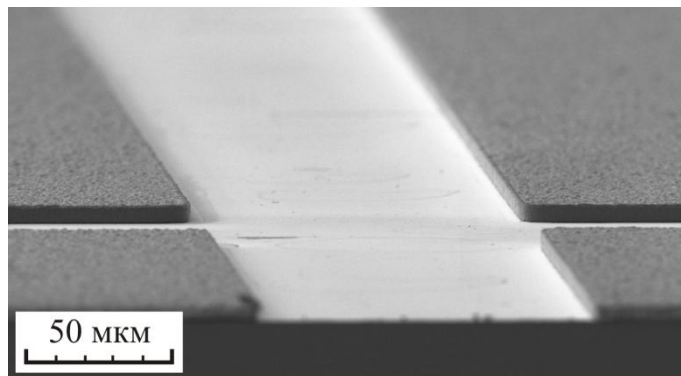


Рис. 3.53. Микроскопическое изображение «streets», сформированных в металлизации Ni/W/Cu/W

3.5. Выводы

- 1) Разработаны конструкции активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, позволяющие изготавливать термостойкие и термостабильные элементы с электрическими параметрами на уровне параметров, характерных для элементов на основе плёнок Au, способные выдерживать термообработку при 250 °С в течение как минимум 24 ч без значимой деградации электрических параметров и изменения внешнего вида.
- 2) Разработанные конструкции активных и пассивных элементов с металлизацией на основе пленок Al и Cu могут быть интегрированы в составе GaAs СВЧ МИС, изготовление которых, в свою очередь, может быть организовано на действующих технологических линиях, занятых в производстве GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Au.
- 3) Транзистор с металлизацией затвора и омических контактов на основе композиций Ti/Al/Mo (50/400/30 нм) и Pd/Ge/Al/Mo (15/150/150/30 нм), соответственно, а также транзистор с металлизацией затвора и омических контактов на основе композиций Ti/Al/Mo 50/400/30 нм и Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo 15/10/150/50/100/50 нм, соответственно, с осаждённым поверх омического контакта слоем Si_xN_y толщиной 250 нм, характеризуются высокой термостойкостью и термостабильностью параметров, и способны выдерживать термообработку при 250 °С в течение как минимум 24 ч без значимой деградации электрических параметров и изменения внешнего вида.
- 4) Металлизация Т-образных затворов транзисторов на основе композиции Ti/Mo/Cu/Mo (50/30/350/30 нм) с планарными слоями диффузионных барьеров на основе Mo характеризуется низкой термостойкостью, проявляющейся в диффузии Cu по торцам металлизации в нижележащие слои и приводящей к деградации параметров транзисторов уже после термообработки при температуре 150 °С в течение одного часа, а при

повышении температуры обработки, начиная уже с 200 °С – к деформации затворной металлизации.

- 5) Формирование планарных и торцевых слоев диффузионных барьеров на основе пленок W, Ta, Mo и/или WN_x позволяет повысить термостойкость межэлементной металлизации на основе пленки Cu, в сравнении с металлизацией имеющей только планарные слои диффузионных барьеров.
- 6) Упаковка межэлементной металлизации на основе Cu в слои Si_xN_y позволяет повысить ее термостойкость и термостабильность, при этом наилучшие результаты достигаются с использованием в составе металлизации одновременно как планарных, так и торцевых диффузионных барьеров на основе пленок W, Ta, Mo и/или WN_x , что позволяет формировать межэлементную металлизацию, изменение удельного сопротивления которой после термообработки в режиме 250 °С в течение 24 ч не превышает 3 %.
- 7) Формирование верхних слоёв металлизации контактных площадок МИС на основе композиции Ti/Pt/Au (толщина слоя Au 400 нм) поверх слоя Cu, входящего в состав межэлементной металлизации, позволяет выполнять проволочный монтаж кристаллов МИС золотой проволокой с высокой прочностью сварных соединений.
- 8) Формирование методом химического осаждения дополнительного выравнивающего слоя Ni, реализуемого перед осаждением слоя диффузионного барьера, позволяет улучшить сплошность пленки диффузионного барьера на боковых стенках сквозных отверстий в пластине GaAs, а также повысить термостойкость и термостабильность металлизации обратной стороны пластины GaAs на основе Cu по отношению к металлизации без выравнивающего слоя Ni.

ГЛАВА 4. Технологические блоки, процессы и технологический маршрут формирования GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu

4.1 Технологический маршрут, формирования GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu

Технологический маршрут, изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu, был разработан на базе известного маршрута, изготовления GaAs СВЧ МИС с традиционной металлизацией на основе Au [88], использующего методы обратной литографии и термического осаждения тонких пленок, для формирования элементов металлизации, электрохимического осаждения, при формировании межэлементной металлизации и металлизации обратной стороны МИС, осаждения тонких плёнок Si_xN_y в качестве межуровневого диэлектрика, диэлектрика конденсаторов и защитного покрытия МИС.

Разработка технологического маршрута базировалась на принципе, максимального использования известного маршрута и его технологических операций. Известный маршрут был подвергнут переработке и оптимизации в тех блоках, где для обеспечения выполнения новых конструктивных требований к активным и пассивным элементам МИС (см. Глава 3), в этом возникла необходимость.

Вновь разработанный технологический маршрут, изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu, включал следующую последовательность блоков операций:

- формирование межэлементной изоляции;
- формирование омических контактов;
- формирование нижней обкладки конденсаторов;
- формирование затворов транзисторов;
- формирование межэлементной металлизации первого уровня;
- формирование тонкопленочных резисторов;

- формирование межэлементной металлизации второго уровня;
- формирование защиты фронтальной стороны МИС;
- утонение GaAs пластины;
- травление сквозных отверстий;
- формирование металлизации обратной стороны со «streets» на границах кристаллов МИС;
- резка GaAs пластины на отдельные кристаллы МИС.

На рисунке 4.1 представлено поперечное сечение GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu, включающее используемые в ней активные и пассивные элементы, изготавливаемой с использованием разработанных конструкции (см. Глава 3) и технологического маршрута (см. Глава 4).

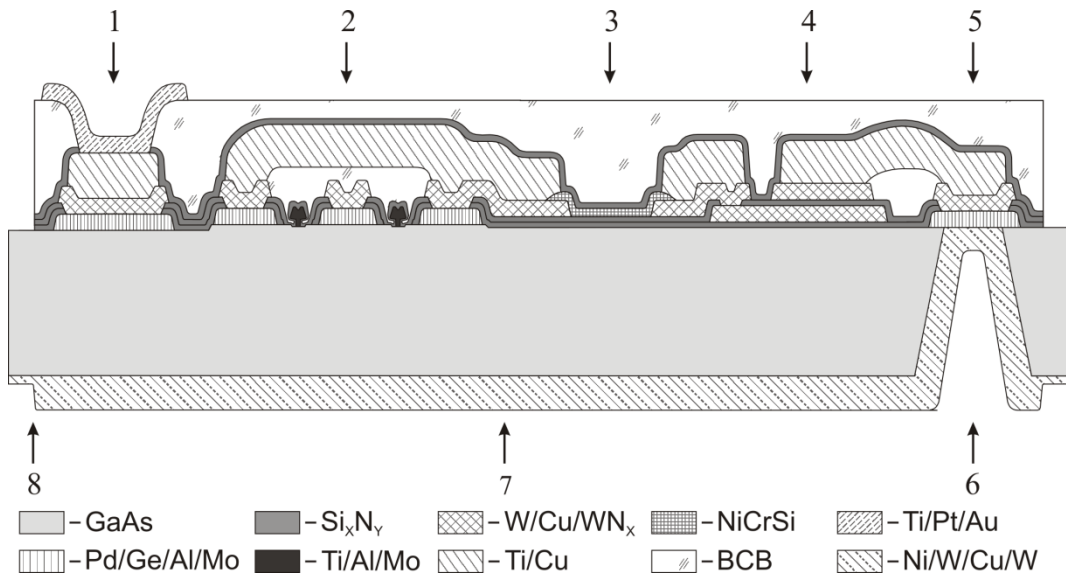


Рис. 4.1. Схема межсоединений GaAs СВЧ МИС МШУ. 1 – контактная площадка МИС, 2 – транзистор, 3 – тонкопленочный резистор, 4 – МДМ конденсатор, 5 – контактная площадка сквозного отверстия, 6 – сквозное отверстие, 7 – металлизация обратной стороны МИС, 8 – «street» в металлизации обратной стороны МИС

Ниже рассмотрены вновь разработанные части технологического маршрута, технологические блоки и операции, необходимые для изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu.

4.2 Технологический блок формирования межэлементной изоляции

Изготовление МИС начиналось с формирования межэлементной изоляции методом жидкостного химического травления эпитаксиальных слоев гетероструктуры, выращенных на поверхности полупроводниковой пластины, по однослойной фоторезистивной маске.

Технологический блок состоял из следующей последовательности операций:

- формирование однослойной фоторезистивной маски на поверхности пластины (рис 4.2, *а*);
- жидкостное химическое травление слоев гетероструктуры (рис 4.2, *б*);
- удаление фоторезистивной маски (рис 4.2, *в*).

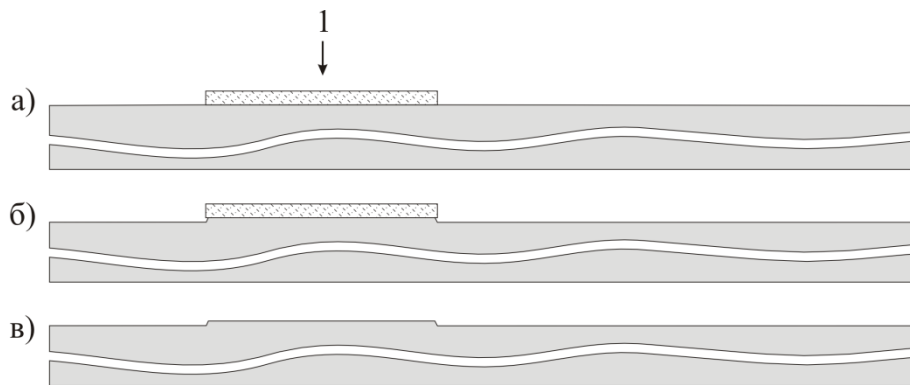


Рис. 4.2. Схематическое изображение технологического блока формирования межэлементной изоляции. Формируемый элемент: 1 – транзистор

Формирование фоторезистивной маски проводилось на установке контактной литографии. Удаление слоев гетероструктуры выполнялось по всей площади полупроводниковой пластины, за исключением активных областей транзисторов (рис 4.2, поз. 1). Травление проводилось в водном растворе H_3PO_4 : H_2O_2 на глубину 0,15мкм.

4.3 Технологический блок формирования омического контакта Pd/Ge/Al/Mo

Технологический блок, помимо формирования омических контактов, включал осаждение первого слоя Si_xN_y и травление в нем окон между омическими контактами, для последующего размещения в них затворов транзисторов. На рисунке 4.3 схематично представлена последовательность операций блока:

- формирование двухслойной фоторезистивной маски на поверхности GaAs пластины (рис. 4.3, а);
- осаждение слоев металлизации омического контакта Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100 нм (рис. 4.3, б);
- удаление фоторезистивной маски, с осажденной на ее поверхности металлизацией (рис. 4.3, в);
- термический отжиг омического контакта;
- осаждение первого слоя Si_xN_y толщиной 100 нм (рис. 4.3, г);
- формирование однослойной маски электронного резиста, с шириной окон 500 нм (рис. 4.3, д);
- травление окон в первом слое Si_xN_y (рис. 4.3, е);
- удаление маски электронного резиста (рис. 4.3, ж).

Формирование металлизации омических контактов проводилось методом обратной литографии на установке контактной литографии, осаждение слоев металлизации – методом электронно-лучевого испарения. Помимо собственно омических контактов транзисторов (рис. 4.3, поз. 2), на данном этапе формировался первый слой металлизации контактных площадок МИС (рис. 4.3, поз. 1) и сквозных отверстий (рис. 4.3, поз. 3), а также знаки совмещения для электронно-лучевой литографии.

Размещение знаков в слое металлизации омических контактов, позволяет повысить точность совмещения затворов и омических контактов, так как в этом случае из общей ошибки совмещения исключается, составляющая, связанная с рассовмещением омических контактов и знаков совмещения.

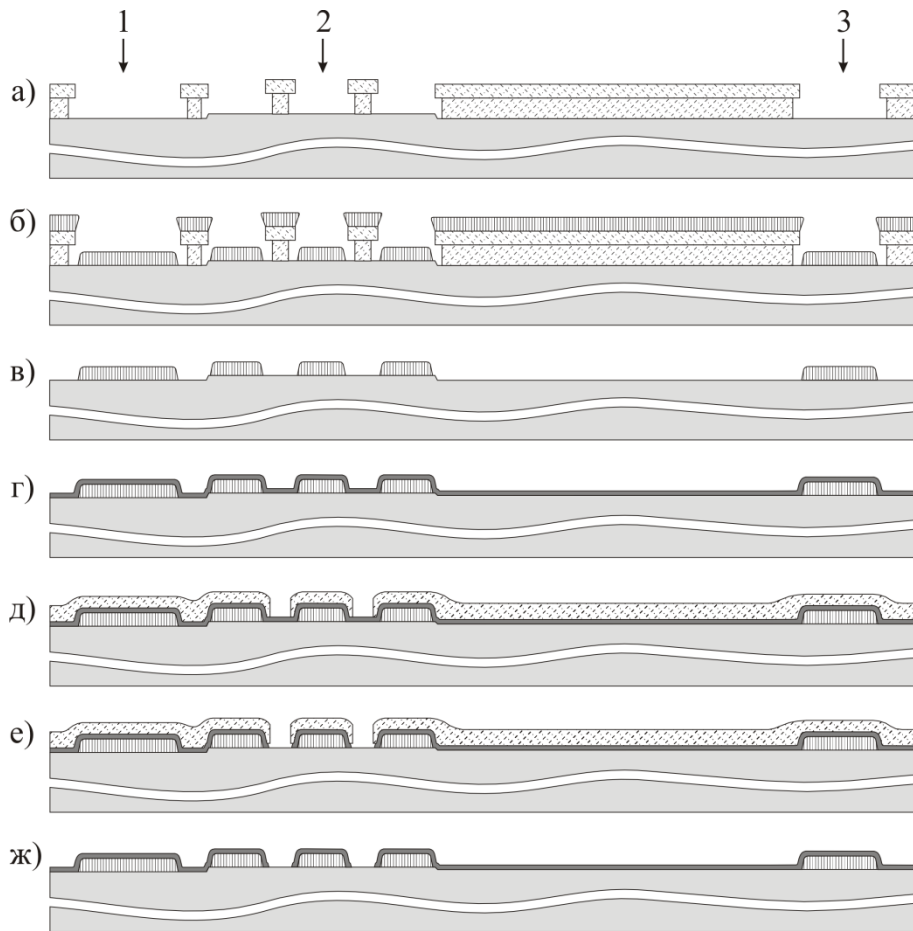


Рис. 4.3. Схематичное изображение технологического блока формирования омического контакта. Формируемый элемент: 1 – контактная площадка МИС, 2 – транзистор, 3 – контактная площадка сквозного отверстия

Отжиг омических контактов проводился на горячей плите при температуре 250 °С в течение 10 мин в атмосфере азота. При уровне легирования верхнего n^+ слоя гетероструктуры полупроводниковой подложки равном $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, приведенное контактное сопротивление омических контактов, измеренное методом длинной линии, составило $(8,6 - 9,5) \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$.

На рисунке 4.4 показано микроскопическое изображение поперечного сечения омического контакта Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100 нм после проведения отжига и осаждения Si_xN_y . На рисунке хорошо видна граница верхнего слоя Mo, в то время как слои Pd, Ge и Al практически полностью перемешались в результате твердофазной диффузии [89].

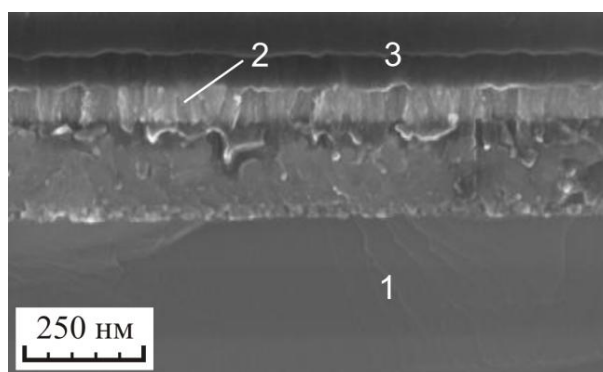


Рис. 4.4. Микроскопическое изображение поперечного сечения омического контакта Pd/Ge/Al/Mo после термического отжига при 250 °С в течение 10 мин в атмосфере азота и осаждения пленки Si_xN_y . 1 – подложка GaAs, 2 – слой Mo, 3 – пленка Si_xN_y

Осаждение первого слоя Si_xN_y проводилось методом плазмохимического осаждения из газовой фазы. Формирование окон в слое диэлектрика проводилось методом прямой литографии. ЭЛЛ была использована для улучшения точности совмещения окон с затворами транзистора, которые впоследствии формировались тем же методом. В качестве резистивной маски была использована пленка электронного резиста ПММА 950к, обладающего высокой плазмостойкостью [90]. Для травления 100 нм Si_xN_y использовалась относительно толстая пленка резиста, толщина пленки на плоской поверхности составляла около 600 нм. Причиной этого было значительное уменьшение ее толщины на углах металлизации омического контакта, имевшего толщину более 400 нм. При использовании пленки ПММА 950к менее 500 нм, ее толщины на краях омического контакта было недостаточно, по периметру контактов наблюдался подтрав пленки Si_xN_y вплоть до полного ее удаления.

Травление слоев диэлектрика проводилось в режиме реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме. В качестве активной среды использовался SF_6 . На рисунке 4.5 показана щель в пленке Si_xN_y после травления удаления резистивной маски. При начальной ширине окна в резисте 500 нм, ширина щели в диэлектрике, по площади GaAs пластины, составила 580 – 640 нм.

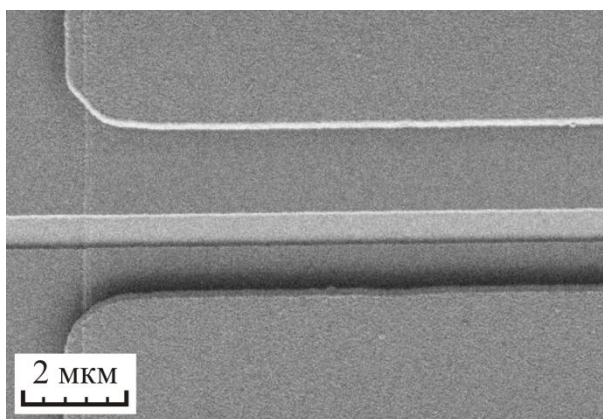


Рис. 4.5. Микроскопическое изображение щели в пленке Si_xN_y , потравленной методом реактивного ионного травления в индуктивно связанной плазме

4.3.1 Оптимизация знаков совмещения для процесса электронно-лучевой литографии

Одним из необходимых условий, обеспечивающих высокую точность совмещения метода электронно-лучевой литографии, является возможность точного определения координат знаков совмещения. Для этого знаки совмещения должны обладать достаточной контрастностью по отношению к используемому способу детектирования.

В установке Raith150two, использованной в данной работе для проведения ЭЛЛ, определение положения знаков совмещения осуществлялось с помощью детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли [77, 91]. Данный детектор позволяет собирать преимущественно вторичные электроны, испускаемые веществом под воздействием первичных электронов электронного луча. Из-за низкой энергии основной части вторичных электронов < 50 эВ, они могут покидать поверхность образца, а соответственно детектироваться, только из тонкой приповерхностной области 10 – 100 нм. В совокупности с тем, что обычно этот детектор находится не на оси электронного луча, а немного сбоку, изображение, получаемое с помощью этого детектора, позволяет наблюдать топографический контраст (микрорельеф) поверхности образца. Также этот детектор может захватывать часть обратно отраженных электронов, позволяя в

ограниченной мере наблюдать фазовый контраст поверхности образца (контраст, получаемый за счет разной отражающей способности элементов с разным атомным весом) [92 – 94].

На рисунках 4.6 показаны микроскопические изображения и профили контрастности знаков совмещения на основе разных металлизаций на фоне GaAs подложки, сделанные с помощью детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли, на ускоряющем напряжении 30 кВ, при токе электронного луча 300 пА. Из рисунков видно, что оба вида металлизации знаков на основе композиции Pd/Ge/Al/Mo, за исключением краев, имели значительно более низкую контрастность в сравнении со знаками, выполненными на Ni/Ge/Au/Ni/Au 5/25/100/20/150 нм.

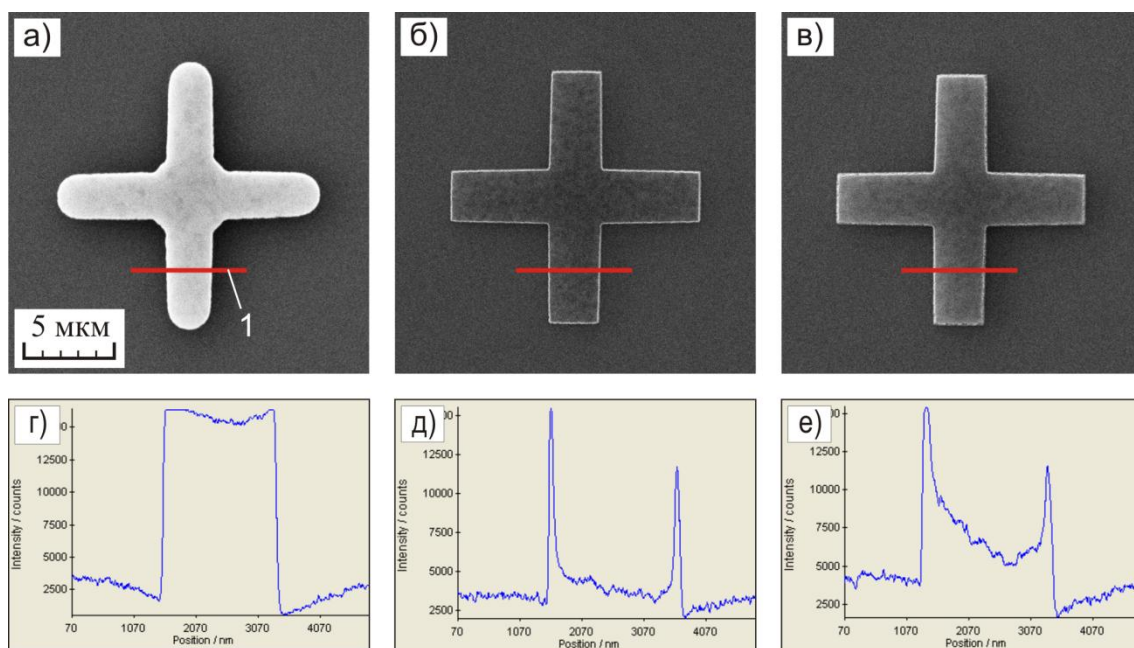


Рис. 4.6. Микроскопические изображения знаков совмещения (а - в) и изображения их профилей контрастности на фоне GaAs подложки (г - е), сделанные с помощью детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли, на ускоряющем напряжении 30 кВ, при токе электронного луча 300 пА.

Металлизация знака: а, г) – Ni/Ge/Au/Ni/Au 5/25/100/20/150 нм;
б, д) – Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/20нм; в, е) – Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100нм.

1 – линия скана профиля контрастности

Различие в контрастности знаков было связано с тем, что атомы Au, составлявшие основную часть металлизации Ni/Ge/Au/Ni/Au, имеют массовое число 197 а.е.м., что значительно больше, чем у атомов Ga 69,7 а.е.м. и As 74,9 а.е.м. Это позволило получить высокий фазовый контраст знаков на поверхности GaAs (рис. 4.6, *а*) и близкий к прямоугольному профиль контрастности (рис. 4.6, *з*). А в металлизации Pd/Ge/Al/Mo, все атомы, составляющие ее слои значительно легче: Pd 106,4 а.е.м., Ge 72,6 а.е.м., Al 27 а.е.м., Mo 97 а.е.м. При этом атомы Ge не давали фазового контраста на GaAs, самые легкие атомы Al обеспечивали отрицательный контраст, а наиболее тяжелые атомы Pd и Mo формировали положительный контраст, но менее эффективно, чем более тяжелые атомы Au. При использовании тонкого слоя Mo 20 нм, в сумме все составляющие металлизации обеспечивали фазовый контраст по отношению к GaAs близкий к нулевому (рис. 4.6, *б* и *д*). Увеличение толщины Mo до 100 нм позволило несколько увеличить фазовый контраст знаков совмещения (рис. 4.6, *в* и *е*). Необходимость, повышения контрастности знаков совмещения, объясняется использованием относительно толстого слоя Mo, не участвующего в формировании омического контакта к n^+ -GaAs.

Контрастность знаков совмещения также в значительной степени зависит от тока электронного луча. Чем больше первичных электронов поступает на подложку, тем больше вторичных и обратно отраженных от поверхности образца поступает на детектор электронов. Контрастность повышается за счет увеличения соотношения полезного сигнала от образца к паразитному сигналу, формируемому за счет взаимодействия обратно отраженных электронов с элементами вакуумной камеры установки и собственных шумов детектора. На рисунках 4.7 показаны микроскопические изображения знаков совмещения на основе металлизации Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100 нм, сделанные с помощью детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли, на ускоряющем напряжении 30 кВ, при токе электронного луча 30, 300 и 6000 пА.

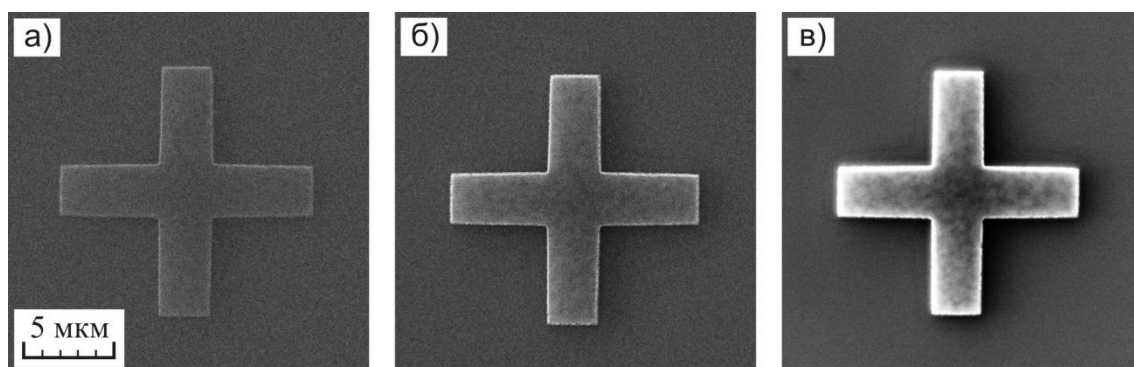


Рис. 4.7. Микроскопические изображения знаков совмещения на основе металлизации Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100 нм, сделанные с помощью детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли, на ускоряющем напряжении 30 кВ, при разных токах электронного луча, пА: а) – 30; б) – 300; в) – 6000

Выбор того или иного значения тока электронного луча, определяется конкретными задачами экспонирования. Более высокие токи позволяют увеличить скорость формирования резистивной маски. В то время как более низкие значения тока – обеспечивают лучшее воспроизведение мелких элементов, таких как основание субмикронного Т-образного затвора. Это связано с ограничением скорости работы электроники литографической установки, управляющей позиционированием электронного луча, возможностью сформировать электронной колонной тонкий высококонтрастный электронный луч, а также особенностями резистов, используемых для формирования масок. Эти факторы определяют диапазон оптимальных токов для той или иной задачи экспонирования.

На профилях контрастности знаков совмещения на основе металлизации Pd/Ge/Al/Mo (рис. 4.6, д и е) наблюдалось резкое повышение контрастности на границах металлизации (топографический контраст), связанное с влиянием «краевого» эффекта [94]. Так называемый «краевой» эффект заключается в более легком выходе вторичных электронов с поверхности знаков на углах металлизации. В результате вторичных электронов с краев металлизации на детектор поступает значительно больше, чем с ровной поверхности. Степень выраженности «краевого» эффекта зависит от угла наклона ступеньки

металлизации, чем угол острее, тем сильнее проявляется эффект [95]. Несплавной омический контакт Pd/Ge/Al/Мо имеет резко очерченную границу металлизации. Это во многих режимах экспонирования позволяет обеспечить контрастность, достаточную для точного определения координат знаков.

Контрастность металлизации Pd/Ge/Al/Мо хотя и резко, но не сразу падала от границы к центру знака (рис. 4.6, *д* и *е*). Это позволило предположить, что уменьшение ширины знака при сохранении его толщины, может помочь увеличить общую контрастность знака и приблизить профиль контрастности к оптимальному прямоугольному виду. На рисунке 4.8 показаны профили контрастности знаков с разной шириной полосы металлизации. Из рисунков видно, что уменьшение ширины знака приводило к постепенному росту интенсивности сигнала в центре металлизации знака. При ширине знака 0,25 мкм профиль контрастности в первом приближении имел прямоугольный профиль.

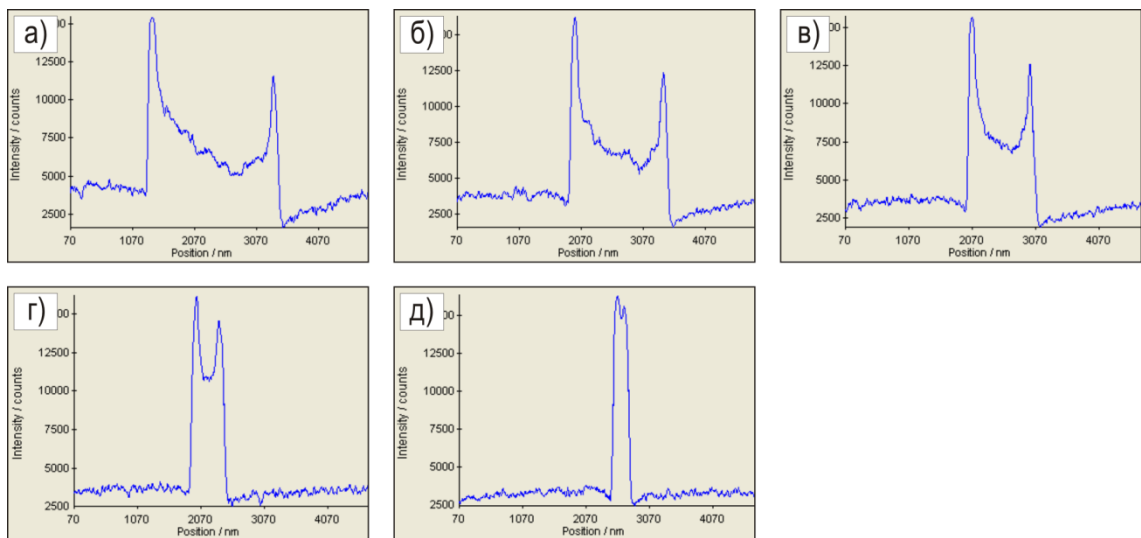


Рис. 4.8. Изображения профилей контрастности знаков совмещения разной шириной линии на основе металлизации Pd/Ge/Al/Мо 15/150/150/100 нм на фоне GaAs подложки, сделанные с помощью детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли, на ускоряющем напряжении 30 кВ, токе электронного луча 300 пА. Ширина линии знака, мкм: *а*) – 2,0; *б*) – 1,5; *в*) – 1,0; *г*) – 0,5; *д*) – 0,25

В данной работе, для формирования резистивной маски для омических контактов, была использована контактная фотолитография в разрешающей способностью ограниченной 0,5 мкм. Поэтому для знаков совмещения, формировавшихся одновременно с омическими контактами, ширина линий была выбрана равной 0,8 – 1 мкм. Этого было достаточно для надежного и точного определения координат знаков совмещения, во всех использованных режимах экспонирования.

4.4 Технологический блок формирования нижней обкладки конденсаторов

W/Cu/WN_x

Формирование нижней обкладки конденсаторов проводилось перед формированием затворов транзисторов. Конструкция металлизации нижней обкладки конденсаторов была аналогична таковой для межэлементной металлизации первого уровня W/Cu/WN_x, с планарными и торцевыми диффузионными барьерами. Формирование металлизации проводилось методом обратной литографии по двухслойной фоторезистивной маске. Нижний планарный W и верхний планарный и торцевой WN_x слои формировались методом магнетронного осаждения. Слой Cu осаждался методом электронно-лучевого испарения.

Последовательность операций блока была следующей:

- формирование двухслойной фоторезистивной маски (рис. 4.9, а);
- осаждение слоев металлизации W/Cu/WN_x 40/380/50 нм (рис. 4.9, б);
- удаление фоторезистивной маски с осажденной на ее поверхности металлизацией (рис. 4.9, в).

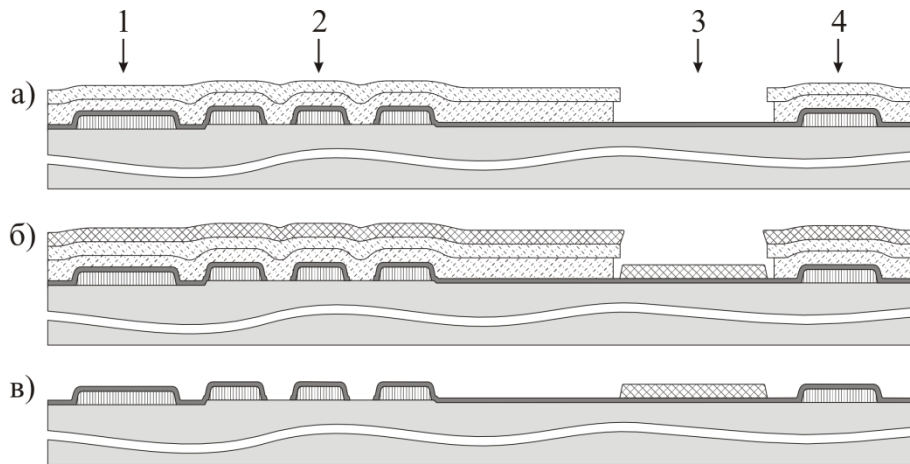


Рис. 4.9. Схематичное изображение технологического блока формирования нижней обкладки конденсаторов $W/Cu/WN_x$. Формируемый элемент: 1 – контактная площадка МИС, 2 – транзистор, 3 – конденсатор, 4 – контактная площадка сквозного отверстия

В данном технологическом блоке были проведены оптимизации профиля резистивной маски и режимов удаления резистивной маски, после осаждения металлизации.

Оптимизация профиля была проведена для более эффективного формирования торцевых диффузионных барьеров (повышения толщины и улучшения сплошности пленок).

Оптимизация режимов удаления маски проводилась в связи с тем, что метод обратной литографии лишь частично совместим с методом магнетронного осаждения тонких пленок. Это связано с ненаправленным характером осаждения атомов металла на вертикальные стенки резистивной маски. После удаления маски, по периметру металлизации оставалась тонкая прерывистая пленка металла («вуаль»), располагавшаяся ранее на вертикальных стенках маски. Такая «вуаль» может оказывать паразитное влияние на параметры прибора или даже образовывать проводящие мостики, делающие невозможным нормальную работу прибора, помимо этого ограничивается плотность расположения элементов металлизации. Целью оптимизации было формирование ровного края металлизации без «вуалей».

4.4.1 Оптимизация резистивной маски для формирования торцевых диффузионных барьеров

Для формирования элементов металлизации методом обратной литографии, широко распространено использование многослойных резистивных масок, так как они имеют преимущество перед однослойными, при формировании отрицательного профиля окон маски (размеры окон в маске у поверхности подложки больше чем на их верхнем крае). Благодаря различной чувствительности и/или возможности селективного проявления слоев резистов, многослойные резистивные маски позволяют в широком диапазоне изменять общий угол наклона боковых стенок окон маски. Отрицательный угол наклона, в методе обратной литографии, необходим для проведения качественного процесса удаления резистивной маски вместе с напыленной на ее поверхность пленкой металла и формирования ровного края металлизации на подложке.

При формировании двухслойной резистивной маски рекомендуется выбирать толщину нижнего слоя резиста, обеспечивающего отрицательный наклон стенок, не менее чем на четверть превышающую толщину металлизации осаждаемой по этой маске [96]. Это с одной стороны обеспечивает формирование ровного края металлизации на подложке за счет того, что не происходит смыкания металлизации на подложке с металлизацией, осажденной на вертикальные стенки верхнего слоя резистивной маски. С другой стороны облегчается доступ растворителя к не запыленным боковым стенкам резистивной маски, что ускоряет ее удаление.

Исходя из этих рекомендаций, для формирования металлизации на основе Cu с планарными и торцевыми диффузионными барьерами, была использована двухслойная фоторезистивная маска LOR 5B/AZ1505. Толщина верхнего слоя маски AZ1505 составляла 500 нм, толщина нижнего LOR 5B варьировалась от 600 до 1000 нм. По сформированной резистивной маске проводилось осаждение металлизации W/Cu/W, где слои W формировались методом магнетронного осаждения, а слой Cu – методом электронно-лучевого испарения в вакууме.

Толщина слоя Cu в экспериментах составляла 350 нм, толщины слоев W варьировались в диапазоне 40 – 100 нм.

На рисунке 4.10 представлено микроскопическое изображение поперечного сечения двухслойной резистивной маски с напыленной трехслойной металлизацией W/Cu/W общей толщиной 0,45 мкм. Толщина нижнего слоя резистивной маски составляла 0,6 мкм, размер окна в нижнем слое после проявления был больше размера окна в верхнем слое на 0,8 – 1 мкм. Из рисунка видно, что медный проводник имел верхний и нижний планарные диффузионные барьеры W. При этом нижний барьерный слой был шире, чем тело медного проводника на величину 0,2 мкм в каждую сторону. Торцевой барьер на вертикальной стенке Cu проводника не образовался. Что, по-видимому, было связано с недостаточной величиной зазора между верхней поверхностью медного проводника и нижним краем верхнего слоя резистивной маски. Это ограничило поток атомов W внутрь окна, в процессе осаждения верхнего слоя металлизации и пленка торцевого диффузионного барьера не сформировалась.

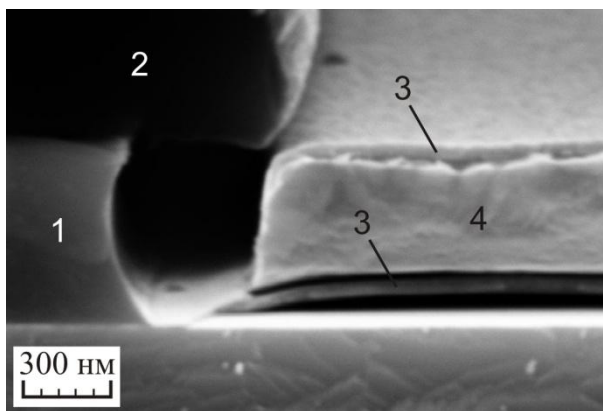


Рис. 4.10. Микроскопическое изображение поперечного сечения металлизации W/Cu/W 50/350/50 нм, осажденной по резистивной маске LOR 5B/AZ1505 600/500 нм. 1 – пленка LOR 5B, 2 – пленка AZ1505, 3 – слои W, 4 – слой Cu

Было проведено еще несколько осаждений металлизации W/Cu/W 50/350/50 нм по двухслойным маскам с более толстым нижним слоем. Эксперименты показали, что соотношение между толщинами нижнего слоя резистивной маски и осаждаемой металлизации (2 : 1), является достаточным для формирования

сплошной пленки диффузионного барьера на торцах металлизации. На рисунке 4.11 представлено микроскопическое изображение поперечного сечения металлизации W/Cu/W 50/350/100 нм, осажденной по двухслойной резистивной маске LOR 5B/AZ1505 с толщиной нижнего слоя 900 нм. Для повышения наглядности изображения толщина верхнего слоя W была увеличена до 100 нм, а слой Cu был вытравлен в водном растворе $\text{FeCl}_3 : \text{HCl}$. В результате на переднем плане рисунка представлена только сплошная оболочка диффузионного барьера сформированного пленками W. Как видно из рисунка, при таком соотношении толщин нижнего резиста и металлизации, толщина пленки W на торцах металлизации составляла около половины от толщины верхнего планарного слоя W.

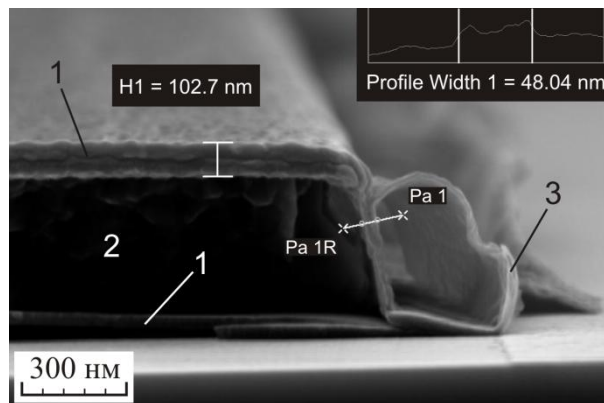


Рис. 4.11. Микроскопическое изображение поперечного сечения металлизации W/Cu/W 50/350/100 нм, осажденной по резистивной маске LOR 5B/AZ1505 900/500 нм. 1 – слой W, 2 – слой Cu, 3 – «вуаль» из пленки W

Оптимизированная конструкция двухслойной резистивной маски была использована в основном технологическом маршруте изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ.

4.4.2 Оптимизация процесса удаления резистивной маски

Метод магнетронного осаждения обычно используется совместно с методом прямой литографии с последующим обтравом, осажденной пленки, по резистивной маске. Сочетание этих методов позволяет сформировать элементы металлизации с ровными краями. В случае использования метода обратной литографии, традиционно используемого в технологии GaAs СВЧ МИС, добиться ровных краев металлизации, при магнетронном осаждении, значительно сложнее. Как было сказано выше, после удаления резистивной маски, по периметру металлизации образуются «вуали» – тонкие прерывистые пленки, образованные паразитным осаждением материала на вертикальные стенки резистивной маски.

Для минимизации образования «вуалей», обычно оптимизируют профиль резистивной маски, в направлении уменьшения паразитного осаждения материала на вертикальные стенки резистивной маски. Однако в данном случае этот прием не подходил. Во-первых, этот подход не позволяет обеспечить формирование периметра металлизации полностью свободного от «вуалей», он лишь ограничивает их размеры и плотность. Во-вторых, ограничение потока атомов, осаждаемого материала диффузионного барьера, к вертикальным стенкам резистивной маски, автоматически приводит к уменьшению потока атомов к вертикальным (торцевым) стенкам металлизации нижней обкладки конденсаторов, находившимся в той же области пространства. Что в свою очередь снижает толщину и прочность торцевых диффузионных барьеров.

Поэтому в данной работе был использован другой подход. Оптимизация профиля резистивной маски была проведена в противоположном направлении. В направлении максимального увеличения потока атомов материала диффузионного барьера к торцам металлизации (оптимизация резистивной маски была описана в пункте 4.4.1). Что приводило как к формированию более толстых пленок торцевых диффузионных барьеров, так и формированию более плотных «вуалей». Затем на этапе удаления резистивной маски проводилось целенаправленное удаление «вуалей».

В экспериментах, по нахождению режимов эффективного удаления «вуалей», использовалась двухслойная резистивная маска LOR 5B/AZ1505 900/500 нм, ранее оптимизированная для формирования торцевых диффузионных барьеров. По маске проводилось осаждение металлизации состава W/Cu/W 30/380/30 нм. Слой Cu осаждался методом электронно-лучевого испарения, слои W – магнетронным осаждением. После осаждения металлизации GaAs подложка была разделена на образцы, которые были распределены в три группы.

Первая группа образцов была контрольной. Образцы этой группы использовались в сравнительном анализе эффективности различных процессов и режимов удаления резистивной маски. Резистивная маска удалялась с поверхности образцов в N-метилпирролидоне (НМП) в течение 2 ч. Затем образцы промывались в изопропиловом спирте (ИПС) в течение 5 ч и сушились в потоке азота. На рисунках 4.12 показаны микроскопические изображения металлизации W/Cu/W после удаления резистивной маски в данном режиме. По периметру металлизации наблюдалась темная кайма «вуали» из тонкой пленки W (рис. 4.12, а). На большем увеличении (рис. 4.12, б) видно, что осаждение металлизации, по оптимизированной резистивной маске, приводило к формированию достаточно плотной пленки «вуали».

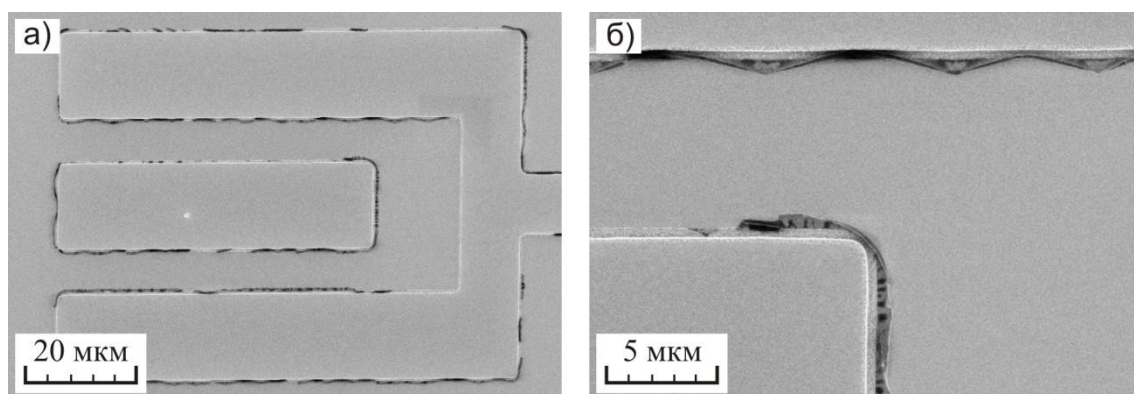


Рис. 4.12. Микроскопические изображения элементов металлизации W/Cu/W 30/380/30 нм после удаления резистивной маски в НМП: а) – общий вид; б) – край металлизации

Образцы из второй группы подвергались воздействию ультразвуковой (УЗ) обработки непосредственно в процессе удаления резистивной маски в НМП.

Частота УЗ волн составляла 35 кГц, плотность мощности – 40 мВт/см³. УЗ активация осуществлялась периодически каждые 30 мин в течение 2 часов. Длительность каждого УЗ воздействия составляла 1 мин. Затем образцы промывались в ИПС в течение 5 мин и сушились в потоке азота. Удаление резистивной маски в данном режиме не привело к изменению характера распределения «вуалей» по периметру металлизации относительно контрольной группы (рис. 4.13).

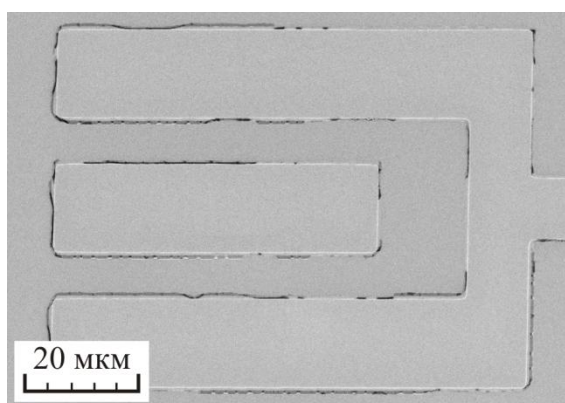


Рис. 4.13. Микроскопическое изображение элементов металлизации W/Cu/W 30/380/30 нм после удаления резистивной маски в НМП с УЗ активацией

Образцы из третьей группы, непосредственно перед удалением резистивной маски, обрабатывались в различных жидких средах с УЗ активацией. Режимы этой предварительной обработки, а также виды сред представлены в таблице 4.1. Режимы были составлены с учетом химического воздействия сред на фоторезистивную маску. После окончания предварительной обработки резистивная маска с осаждённым металлом удалялась в НМП в течение 2 ч. Затем образцы промывались в ИПС в течение 5 мин и сушились в потоке азота.

Режимы предварительной обработки образцов с активацией УЗ

№	Среда	Режим обработки
1	ИПС	30 с УЗ + 60 с + 30 с УЗ
2	ИПС	60 с + 30 с УЗ + 60 с + 30 с УЗ
3	НМП : ИПС (1 : 5)	30 с УЗ + 60 с + 30 с УЗ
4	НМП : ИПС (1 : 5)	(5 с УЗ + 5 с) × 10 раз + 60 с + 30 с УЗ
5	Ацетон	30 с УЗ + 60 с + 30 с УЗ
6	Ацетон	(5 с УЗ + 5 с) × 10 раз + 60 с + 30 с УЗ
7	MF319 : H ₂ O (1 : 1)	(5 с УЗ + 5 с) × 10 раз + 60 с + 30 с УЗ
8	MF319 : H ₂ O (1 : 5)	(5 с УЗ + 5 с) × 10 раз + 60 с + 15 с УЗ
9	MF319 : H ₂ O (1 : 10)	(5 с УЗ + 5 с) × 8 раз
Примечание – «30 с УЗ» означает длительность обработки в жидкой среде с УЗ активацией; «60 с» означает длительность выдержки в жидкой среде без УЗ активации.		

На рисунках 4.14 представлены микроскопические изображения металлизации W/Cu/W после удаления резистивной маски с предварительной УЗ обработкой в ИПС.

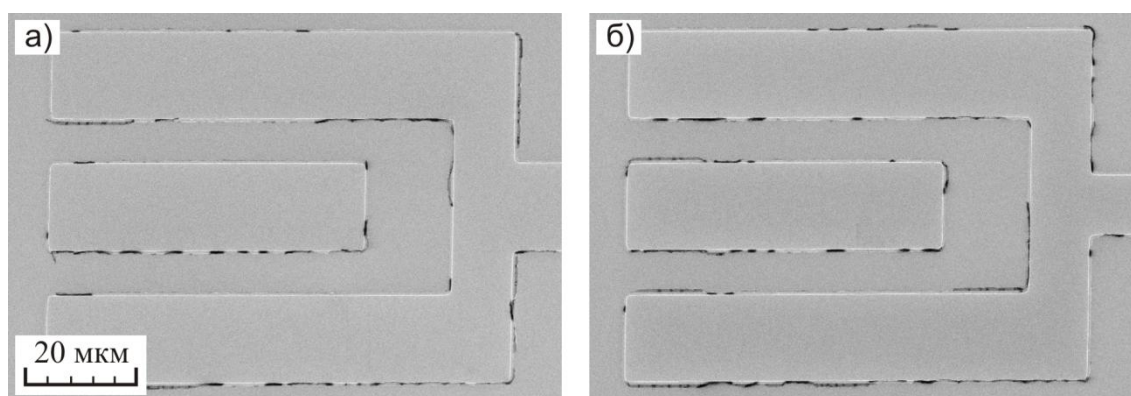


Рис. 4.14. Микроскопические изображения элементов металлизации W/Cu/W 30/380/30 нм после удаления резистивной маски в НМП, с предварительной УЗ активацией в ИПС. Режим: а) – 30 с УЗ + 60 с + 30 с УЗ;
б) – 60 с + 30 с УЗ + 60 с + 30 с УЗ

Изопропиловый спирт нейтрален по отношению к резистивной маске LOR 5B/AZ1505. В первом режиме УЗ обработка проводилась сразу после погружения образцов в ИПС (рис. 4.14, *а*), во втором (рис. 4.14, *б*) – образцы предварительно выдерживались ИПС в течение одной минуты. Обработка в обоих режимах не привела к заметному перераспределению «вуалей».

В отличие от изопропилового спирта, НМП растворяет оба слоя, использованной резистивной маски. Среда НМП : ИПС (1 : 5) была выбрана для уменьшения скорости растворения пленок резистов. Режимы с предварительной выдержкой без УЗ в этих средах не использовались, по причине достаточно высокой скорости растворения пленок резистов. Вместо них, был использован режим вначале, которого кратковременное (5 с) воздействие УЗ перемежалось такой же кратковременной (5 с) паузой, с повтором в количестве 10 раз. Однако и в данных режимах обработка не дала положительного результата, «вуали» остались по периметру элементов металлизации (рис. 4.15).

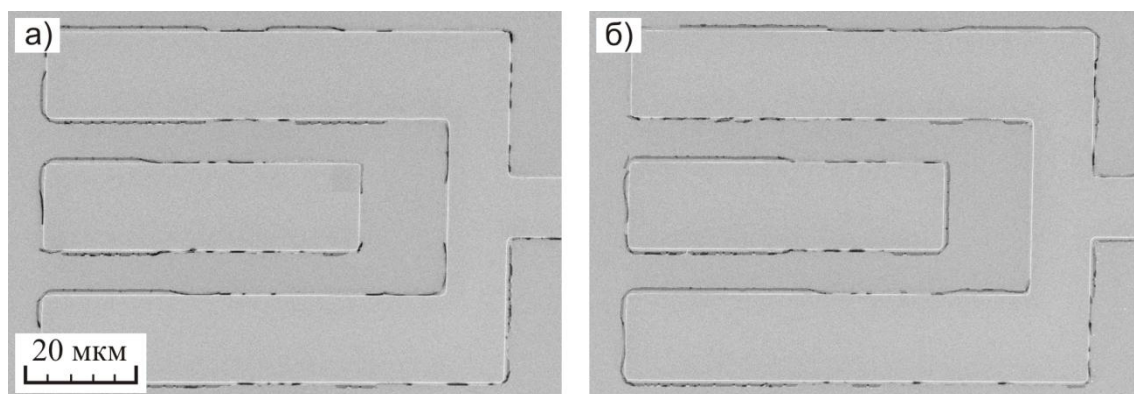


Рис. 4.15. Микроскопические изображения элементов металлизации W/Cu/W 30/380/30 нм после удаления резистивной маски в НМП, с предварительной УЗ активацией растворе НМП : ИПС (1 : 5). Режим: *а*) – 30 с УЗ + 60 с + 30 с УЗ; *б*) – (5 с УЗ + 5 с) × 10 раз + 60 с + 30 с УЗ

Ацетон растворяет только верхний слой резистивной маски AZ1505 и нейтрален по отношению к нижнему слою LOR 5B. Из-за высокой скорости растворения верхнего слоя, режимы с предварительной выдержкой без УЗ не использовались. Предварительная УЗ обработка в ацетоне привела к

отрицательным результатам, сплошность «вуалей» по периметру металлизации только выросла по отношению к контрольной группе (рис. 4.16).

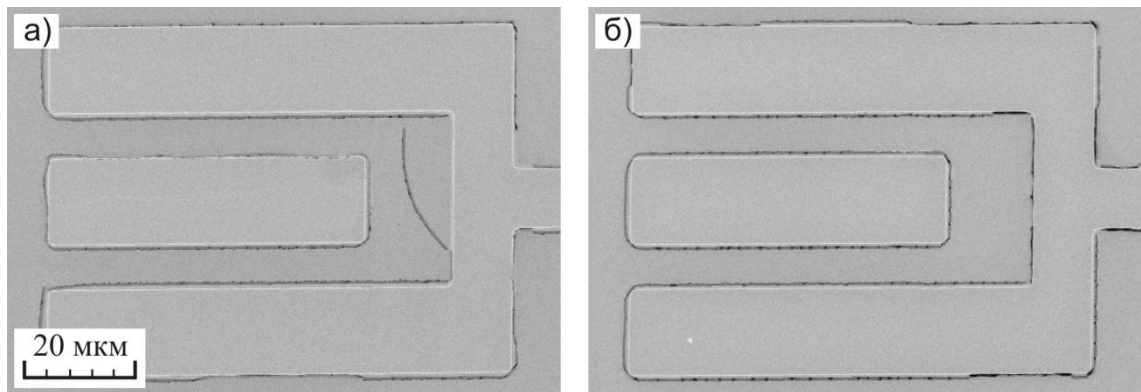


Рис. 4.16. Микроскопическое изображение элементов металлизации W/Cu/W 30/380/30 нм после удаления резистивной маски в НМП, с предварительной УЗ активацией в ацетоне. Режим: *а)* – 30 с УЗ + 60 с + 30 с УЗ;
б) – (5 с УЗ + 5 с) × 10 раз + 60 с + 30 с УЗ

Состав MF319 [97], используемый для проявления фоторезистивных масок, практически не растворяет не экспонированные области пленки резиста AZ1505, в тоже время он растворяет пленку LOR 5B даже без экспонирования последней (экспонирование только увеличивает скорость растворения). Для уменьшения скорости растворения пленки LOR 5B, в экспериментах MF319 разбавлялся деионизованной водой в различных пропорциях. Результаты влияния предварительных УЗ обработок, резистивной маски с напыленной металлизацией W/Cu/W 30/380/30 нм, в водных растворах MF319, на наличие «вуалей» по периметру металлизации после удаления резистивной маски, показаны на рисунках 4.17. Из рисунков видно, что обработка во всех трех режимах приводила к формированию металлизации W/Cu/W, с периметром свободным от «вуалей».

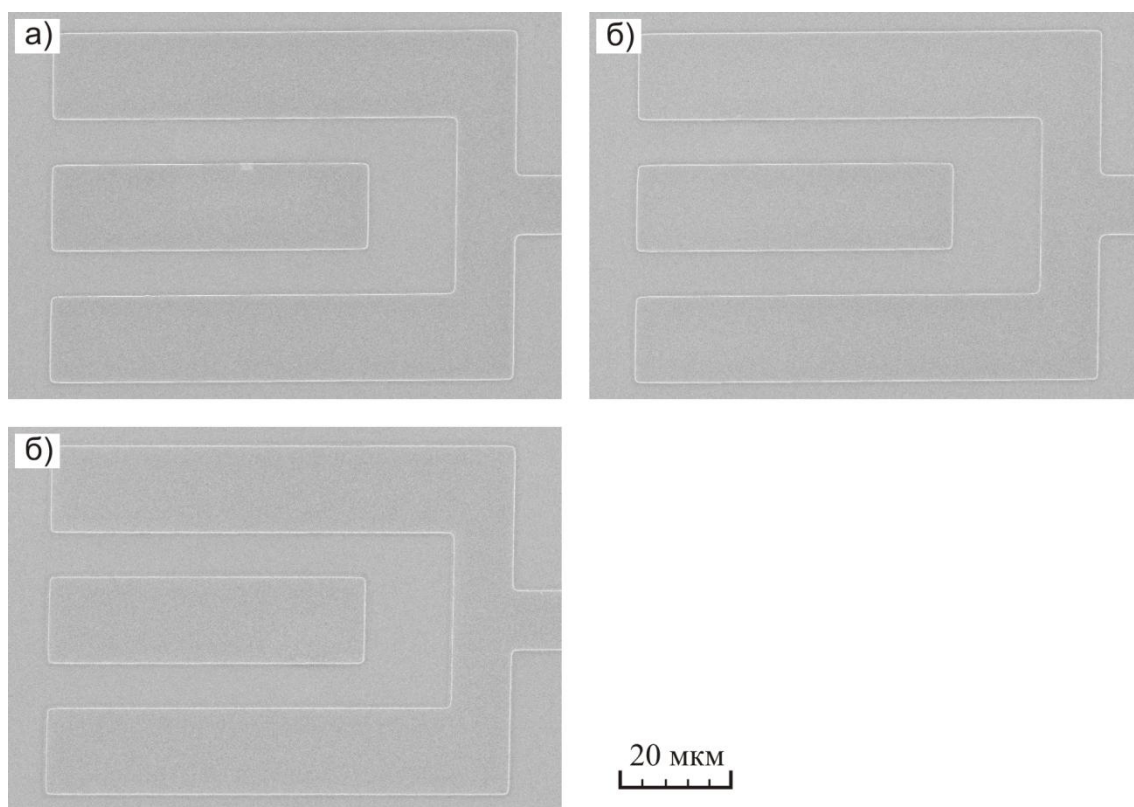


Рис. 4.17. Микроскопические изображения элементов металлизации W/Cu/W 30/380/30 нм после удаления резистивной маски в НМП, с предварительной УЗ активацией в водных растворах проявителя марки MF319. Среда:
a) – MF319 : H₂O (1 : 1); *б)* – MF319 : H₂O (1 : 5); *в)* – MF319 : H₂O (1 : 10).

Режим: *a)* – (5 с УЗ + 5 с) × 10 раз + 60 с + 30 с УЗ;

б) – (5 с УЗ + 5 с) × 10 раз + 60 с + 15 с УЗ; *в)* – (5 с УЗ + 5 с) × 8 раз

Серия экспериментов, направленных на оптимизацию процесса удаления резистивной маски, показала, что существуют такие режимы предварительной обработки резистивной маски в жидких средах, которые позволяют полностью удалить не только резистивную маску, но и «вуали». Исследования влияния предварительной обработки образцов в различных жидких средах, а также УЗ активации этих сред позволили установить ряд закономерностей и сделать следующие выводы.

1. Снятие резистивной маски в НМП, в том числе с УЗ активацией жидкой среды в различных режимах, не позволяет удалить «вуали».

2. Предварительная обработка образцов в жидкой среде с её УЗ активацией, осуществляемая до операции снятия резиста в НМП, может стимулировать последующее удаление «вуалей». При этом химический состав среды, в которой производится предварительная обработка образцов, оказывает решающее влияние на конечный результат. Так, предварительная обработка в растворе MF319 способствует последующему эффективному удалению «вуалей». Обработка в ИПС, НМП и растворе НМП с ИПС не оказывают существенного влияния на эффективность последующего удаления «вуалей». Предварительная обработка в ацетоне даёт негативный результат и снижает эффективность удаления «вуалей».

3. Предварительная УЗ обработка образцов в водном растворе MF319 позволяет эффективно удалять «вуали» в диапазоне концентраций раствора от (1 : 1) до (1 : 10).

Описанные закономерности влияния предварительной обработки образцов в жидких средах могут быть объяснены на основе понимания механизмов взаимодействия разных сред со слоями двухслойной резистивной маской, а также воздействия УЗ активации на исследуемые объекты.

В изопропиловом спирте не происходит взаимодействия жидкой среды со слоями резистивной маски, при этом и УЗ воздействие не оказывает никакого влияния на объекты. В результате не наблюдалось никаких улучшений или ухудшений эффективности последующего удаления «вуалей» при удалении маски в растворе НМП.

В НМП с ИПС одновременно происходит растворение обоих слоёв резистивной маски. В этом случае, в области расположения «вуали» не образуется полузакрытая полость, что, по-видимому, уменьшает механическое воздействие волн давления и не приводит к отрыву плёнки «вуалей» от поверхности пластины GaAs. В результате эффективность удаления вуалей не изменялась, относительно удаления маски в НМП без предварительной обработки.

В ацетоне происходит растворение только верхнего слоя резистивной маски, а нижний её слой остаётся неизменным. Плёнка «вуали» остается надежно

связанной с вертикальной стенкой нижнего слоя маски. Во время последующего удаления резиста в НМП, слой LOR 5B начинает растворяться преимущественно с горизонтальной, а не с вертикальной поверхности. Плёнки «вуалей» при этом вообще не отрывались от поверхности пластины.

В водных растворах MF319, в которых происходит селективное растворение нижнего слоя маски на основе резиста LOR 5B, при неизменном верхнем слое маски AZ1505. По мере растворения резиста в окне маски образуется растущая полузакрытая полость, а «вуаль» под воздействием волн давления, генерированных ультразвуком, открепляется как от вертикальной стенки маски, так и от поверхности пластины GaAs. Это позволило при последующем удалении маски в НМП получить полностью свободные от «вуалей» образцы.

Оптимизированный процесс удаления резистивной маски, позволяющий сформировать ровный край металлизации без «вуалей» был включен в основной технологический маршрут изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ. В качестве основного был выбран режим предварительной УЗ обработки в растворе MF319 : H₂O (1 : 10) в режиме (5 с УЗ + 5 с) × 8 раз.

4.5 Технологический блок формирования Т-образного затвора Ti/Al/Mo

Следующим, после формирования нижней обкладки конденсаторов, этапом изготовления МИС, было формирование затворов транзисторов. Технологический блок, помимо формирования затворов, включал в себя селективное жидкостное травление подзатворного заглубления по резистивной маске затвора и осаждение по площади подложки второго слоя Si_xN_y, предназначенного для защиты затворной металлизации и областей каналов транзисторов от воздействия внешней среды, а также формирования диэлектрика конденсаторов МИС. Последовательность операций технологического блока была следующей:

- формирование трехслойной маски электронных резистов для затворов и затворных шин (рис. 4.18, а);

- селективное травление подзатворного заглабления и осаждение слоев металлизации Ti/Al/Mo 50/400/30 нм (рис. 4.18, б);
- удаление резистивной маски вместе с осажденной на ее поверхности металлизацией (рис. 4.18, в);
- осаждение второго слоя Si_xN_y толщиной 150 нм (рис. 4.18, г).

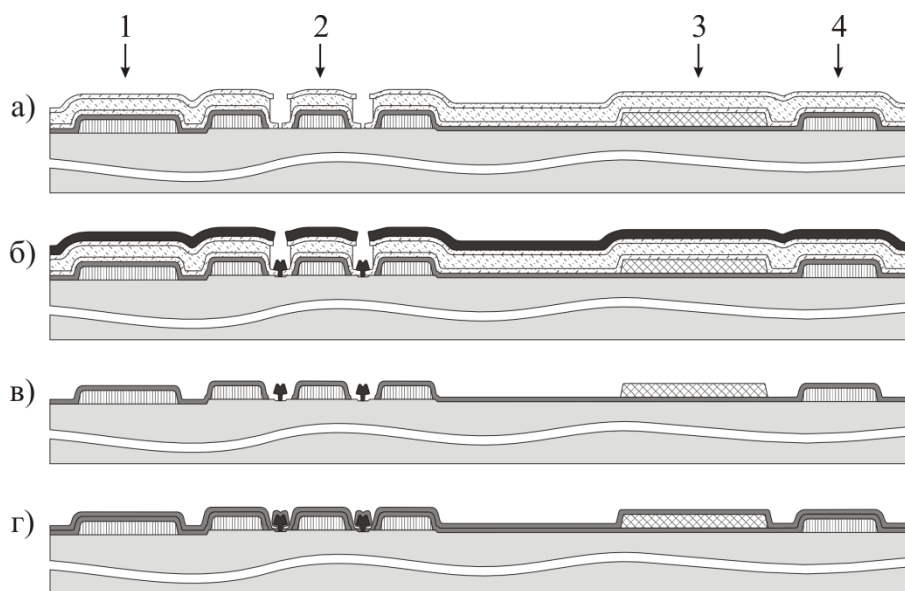


Рис. 4.18. Схематичное изображение технологического блока формирования T-образного затвора Ti/Al/Mo. Формируемый элемент: 1 – контактная площадка МИС, 2 – транзистор, 3 – конденсатор, 4 – контактная площадка сквозного отверстия

Для формирования T-образных затворов в данной работе была использована трехслойная резистивная маска. В качестве нижнего слоя была использована пленка резиста ПММА 950к, толщиной 300 нм, средний слой был выполнен из резиста марки LOR 5B толщиной 600 нм и верхний слой – ПММА 495к, толщиной 200 нм. После экспонирования, проявление верхнего слоя ПММА 495к проводилось в растворе метилизобутилкетона (МИБК) с ИПС в соотношении (1 : 1). Средний слой LOR 5B проявлялся в водном растворе проявителя марки MF319 : H_2O в соотношении (2 : 1). Нижний слой ПММА 950к также проявлялся в растворе МИБК : ИПС, но в соотношении (1 : 3), характеризующимся большей

контрастностью растворения экспонированных и не экспонированных областей резиста [98].

В одной резистивной маске проводилось формирование, как самих T-образных затворов, так и затворных шин, которые обеспечивали соединение затворов с межэлементной металлизацией МИС. Моделирование профиля T-образного затвора проводилось в среде TCAD [99].

Селективное травление подзатворного заглабления проводилось с использованием травителя на основе лимонной кислоты. Из подзатворной области гетероструктуры удалялся верхний n^+ -GaAs слой толщиной 40 нм, остановка травления происходила на слое AlAs. Перед осаждением затворной металлизации проводилось удаление AlAs слоя в водном растворе HCl. Осаждение слоев металлизации проводилось методом электронно-лучевого испарения. Осаждение пленки Si_xN_y проводилось методом плазмохимического осаждения из газовой фазы.

В технологическом блоке была проведена оптимизация, процесса формирования резистивной маски под затворы и затворные шины транзисторов. Оптимизация проводилась по трем направлениям:

- сокращение времени формирования резистивной маски;
- улучшение планарности затворных шин;
- упрощение процесса совмещения, при низкой контрастности знаков.

4.5.1 Формирование трехслойной резистивной маски для затвора методами UV- и электронно-лучевой литографии

Выбор в пользу метода электронно-лучевой литографии, для формирования резистивной маски под затворы транзисторов с высокой подвижностью электронов, объясняется высокой разрешающей способностью метода. ЭЛЛ позволяет формировать в пленках резиста элементы с размерами менее 10 нм. Также метод хорошо сочетается с использованием многослойных резистивных масок, что позволяет формировать T-образные затворы транзисторов с

субмикронной длиной основания и низким сопротивлением металлизации, за счет большой площади сечения верхней части затвора. Это позволяет изготавливать транзисторы, характеризующиеся высокими рабочими частотами и низким коэффициентом шума.

Однако существенным недостатком ЭЛЛ, является его низкая производительность в сравнении с другими литографическими методами (контактная, проекционная литография). Это привело к ограниченному использованию ЭЛЛ в технологии GaAs СВЧ МИС. Данный метод преимущественно используется там, где требуется высокое разрешение и точность воспроизведения размеров. В частности, формирование многослойных резистивных масок для субмикронных затворов транзисторов и создание шаблонов для использования в других литографических методах.

В настоящей работе ЭЛЛ, для формирования трехслойной резистивной маски затворов транзисторов, проводилась на установке Raith150two. Так как ускоряющее напряжение электронного луча в установке было ограничено 30 кВ, для воспроизводимого формирования затворов с длиной основания 250 нм, экспонирование резистивной маски проводилось в два этапа. С помощью первого экспонирования, формировалось окно в верхнем слое резистивной маски. Оно определяло размер верхней широкой части T-образного затвора. После проявления верхних двух слоев маски в экспонированных областях, проводилось второе экспонирование нижнего слоя резистивной маски более узкой линией в топологии, для формирования основания T-образного затвора, определяющего его длину.

Последовательность операций процесса формирования маски для затворов транзисторов была следующей:

- нанесение трех слоев маски ПММА 950к/LOR 5В/ПММА 495к 300/600/200 нм (рис. 4.19, а);
- первая ЭЛЛ, для формирования верхней широкой 700 нм части T-образного затвора (рис. 4.19, б);

- последовательное селективное проявление верхних двух слоев ПММА 495к/LOR 5В резистивной маски (рис. 4.19, в);
- вторая ЭЛЛ по нижнему слою резистивной маски ПММА 950к, для формирования окна 250 нм основания Т-образного затвора (рис. 4.19, з);
- проявление нижнего слоя ПММА 950к резистивной маски (рис. 4.19, д).

На рисунке 4.19, е показано как по резистивной маске, изготовленной по представленной выше методике, будет проходить формирование пленки металла, методом электронно-лучевого испарения.

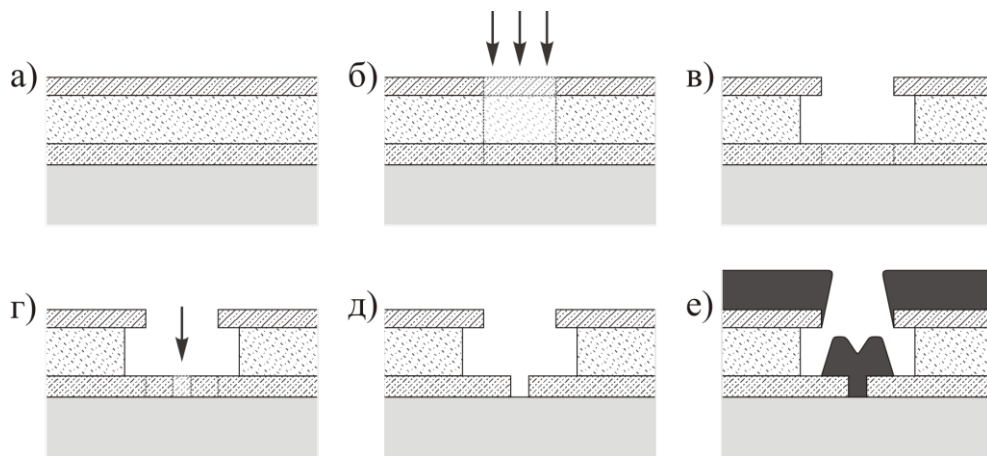


Рис. 4.19. Последовательность операций формирования трехслойной резистивной маски, с двумя экспонированиями методом ЭЛЛ, для создания Т-образных затворов транзисторов (а - д); осаждение металлизации, методом электронно-лучевого испарения, по сформированной резистивной маске (е)

При формировании резистивной маски помимо затворов обычно формируются и затворные шины, позволяющие электрически соединить все затворы многосекционного транзистора между собой и межэлементной металлизацией МИС. Так как затворные шины могут иметь значительную в сравнении с затворами площадь металлизации, формирование под них окон методом ЭЛЛ может занимать больше времени, чем экспонирование маски под сами затворы. В этом случае, чтобы сократить время экспонирования, затворные шины необходимо формировать с как можно меньшей площадью. Также, так как здесь не требуется высокого разрешения, экспонирование может проводиться на больших скоростях, но с меньшей аккуратностью. Для этого могут быть

использованы более высокие токи электронного луча, увеличенный размер поля экспонирования с более грубой адресной сеткой.

Более радикально снизить время формирования резистивной маски может помочь использование ЭЛЛ только для формирования маски под затворы, а формирование по той же резистивной маске окон для затворных шин проводить другими более производительными методами экспонирования. В данной работе для формирования затворных шин была использована установка контактной литографии МJB4, с ртутной лампой в качестве источника освещения, позволяющая проводить экспонирование в ближнем ультрафиолете (UV).

Недостатком формирования затворных шин по одной трехслойной маске с затворами, является образование Т-образного профиля на затворных шинах. Это усложняет формирование электрического контакта между затворной шиной и металлизацией первого уровня из-за разрывов в последней, и может привести к нарушению целостности слоев диффузионных барьеров для Si в составе межэлементной металлизации первого уровня. На рисунках 4.20 представлены микроскопические изображения затворных шин, сформированных по трехслойной резистивной маске, с использованием экспонирования методами ЭЛЛ (рис. 4.20, а) и UV-литографии (рис. 4.20, б). В обоих случаях по периметру контактной площадки наблюдалась ступенька с высотой равной толщине нижнего слоя резистивной маски (отмечена стрелками).

Причинами появления ступеньки при использовании ЭЛЛ были: более высокая чувствительность верхнего слоя резистивной маски в сравнении с нижним, а также использование более концентрированного проявителя для верхнего слоя резистивной маски. Что было необходимо для проявления верхнего резиста на затворах, получивших меньшую дозу экспонирования, недостаточную для проявления нижнего резиста.

В случае использования UV-литографии, к этим двум факторам добавлялось значительное превышение дозы экспонирования верхнего резиста, над требуемой для его полного проявления дозой. Причина этого в том, что большая часть UV-излучения поглощается в верхних двух слоях резистивной маски, не достигая

нижнего слоя. В результате, для достижения дозы экспонирования достаточной, для проявления нижнего резиста маски, верхний резист получает дозу в несколько раз больше необходимой.

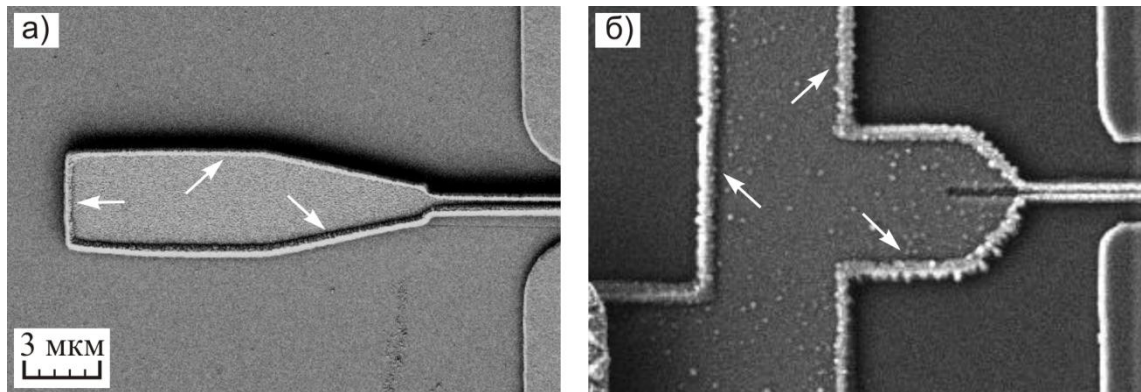


Рис. 4.20. Микроскопические изображения металлизации затворных шин сформированных по трехслойной резистивной маске с использованием: а) – ЭЛЛ на установке Raith150two; б) – UV-литографии на установке MJB4

Для оценки степени поглощения UV-излучения ртутной лампы установки MJB4, был проведен эксперимент. В одном случае на подложке формировалась однослойная пленка ПММА 950к толщиной 300 нм, отдельные участки пленки были проэкспонированы с разным временем выдержки. Затем изображение, на экспонированных участках, было проявлено в растворе МИБК : ИПС (1 : 3) в течение 1 мин. Изображение проявилось на всю глубину пленки уже при времени экспонирования 130 с. Во втором случае та же самая пленка резиста использовалась в качестве нижнего слоя трехслойной маски ПММА 950к/LOR 5В/ПММА 495к 300/600/200 нм. После экспонирования последовательно были проявлены все три слоя. Проявление нижнего слоя также как и в первом случае проводилось в растворе МИБК : ИПС (1 : 3) в течение 1 мин. В этом случае минимальное время экспонирования, необходимое для проявления на всю глубину нижнего слоя маски, составило 2000с. Т.е. время экспонирования увеличилось более чем в 15 раз.

Так как верхний резист ПММА 495к даже более чувствительный, чем нижний [90], этот слой в процессе экспонирования получил дозу многократно

превысившую требуемую. Что привело к тому, что размеры элементов в этом слое на несколько микрон превышали исходные размеры в использованном фотошаблоне.

С целью формирования трапециевидного профиля затворных шин, более подходящего для последующего осаждения металлизации первого уровня, был переработан процесс формирования трехслойной резистивной маски. Вместо одного UV-экспонирования затворных шин, со временем экспонирования 2000 с, было использовано два, со временем экспонирования 150 с каждое, при этом одно из них проводилось после нанесения первого слоя резистивной маски, а второе после нанесения всех трех слоев.

Последовательность операций процесса формирования трехслойной резистивной маски для затворных шин с использованием двух UV-экспонирований была следующей:

- нанесение первого слоя маски ПММА 950к 300 нм (рис. 4.21, *а*);
- UV-экспонирование шаблоном №1 с несколько большим размером окна (рис. 4.21, *б*);
- нанесение двух верхних слоев маски LOR 5B/ПММА 495к 600/200 нм (рис. 4.21 *в*);
- UV-экспонирование шаблоном №2 с размером окна соответствующим размеру затворной шины (рис. 4.21, *г*);
- последовательное селективное проявление всех трех слоев резистивной маски (рис. 4.21, *д*).

На рисунке 4.21, *е* показано как по резистивной маске, изготовленной по представленной выше методике, происходит формирование пленки металла, осаждаемой методом электронно-лучевого испарения.

Как было отмечено в пункте 4.3.1 омический контакт Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100 нм обладает относительно низкой контрастностью. На рисунках 4.22 показаны микроскопические изображения знаков совмещения на основе металлизации омического контакта до и после нанесения трехслойной резистивной маски ПММА 950к/LOR 5B/ПММА 495к 300/600/200 нм в режиме

детектирования вторичных электронов. Контрастность знаков резко падала при формировании поверх них трехслойной резистивной маски для затворов.

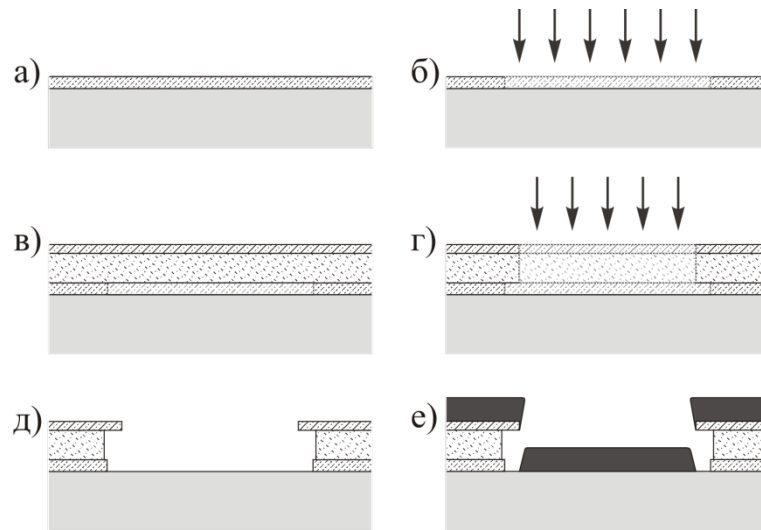


Рис. 4.21. Последовательность операций формирования трехслойной резистивной маски, с двумя экспонированиями методом UV-литографии, для создания затворных шин транзисторов (*a - d*); осаждение металлизации, методом электронно-лучевого испарения, по сформированной резистивной маске (*e*)

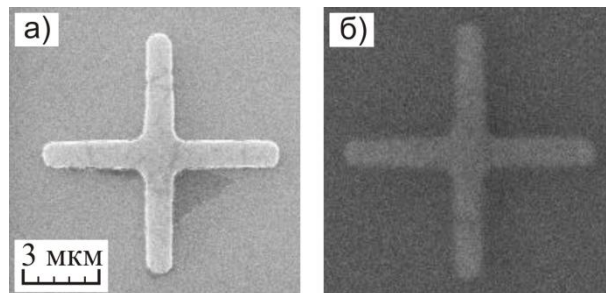


Рис. 4.22. Микроскопические изображения знаков совмещения на основе металлизации Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100 нм, сделанные с помощью детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли, на ускоряющем напряжении 30 кВ, при токе электронного луча 300 пА до (*a*) и после (*б*) нанесения трехслойной резистивной маски ПММА 950к/LOR 5В/ПММА 495к 300/600/200 нм

Данная проблема была решена посредством формирования окон в резистивной маске перед проведением ЭЛЛ. На рисунке 4.23 показано микроскопическое изображение знаков совмещения во вскрытых окнах в резистивной маске.

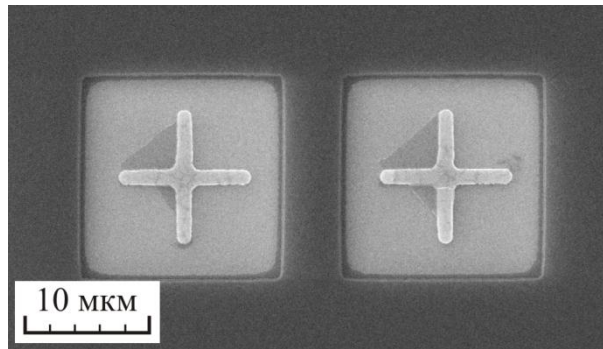


Рис. 4.23. Микроскопическое изображение знака совмещения на основе металлизации Pd/Ge/Al/Mo 15/150/150/100 нм, сделанные с помощью детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли, на ускоряющем напряжении 30 кВ, при токе электронного луча 300 пА, во вскрытом окне в трехслойной резистивной маске

Суммируя полученные результаты, была построена методика формирования трехслойной маски под затворы и затворные шины. Последовательность операций методики была следующей:

- нанесение первого слоя маски ПММА 950к 300 нм;
- UV-экспонирование шаблоном №1 окон затворных шин и окон к знакам совмещения с размерами больше требуемых на 5 мкм;
- нанесение двух верхних слоев маски LOR 5B/ПММА 495к 600/200 нм;
- UV экспонирование шаблоном №2 окон затворных шин и окон к знакам совмещения с размерами соответствующими требуемым;
- последовательное проявление всех трех слоев резистивной маски на затворных шинах и окнах к знакам совмещения;
- первая ЭЛЛ, для формирования верхней широкой 700 нм части Т-образного затвора;
- последовательное проявление верхних двух слоев ПММА 495к/LOR 5B резистивной маски для затворов;
- вторая ЭЛЛ по нижнему слою резистивной маски ПММА 950к, для формирования окна 250 нм основания Т-образного затвора;
- проявление нижнего слоя ПММА 950к резистивной маски для затворов.

При проявлении окон затворных шин и окон к знакам совмещения, время проявления среднего слоя резистивной маски выбиралось минимально возможным, чтобы уменьшить боковое распрывление среднего слоя LOR 5B. Иначе при последующем повторном проявлении среднего слоя после первой ЭЛЛ, боковое распрывление среднего слоя на затворных шинах могло стать избыточным и привести к провисанию верхнего слоя резистивной маски, что в свою очередь затруднило бы удаление резистивной маски, с напыленной на нее затворной металлизацией.

На рисунках 4.24 показана трехслойная резистивная маска для Т-образных затворов с длиной основания 250 нм и затворных шин, сформированная по описанной методике. В области перехода (рис. 4.24, в), в маске затвора виден край нижнего резиста, выступавшего из под верхнего резиста, который отсутствовал на затворной шине.

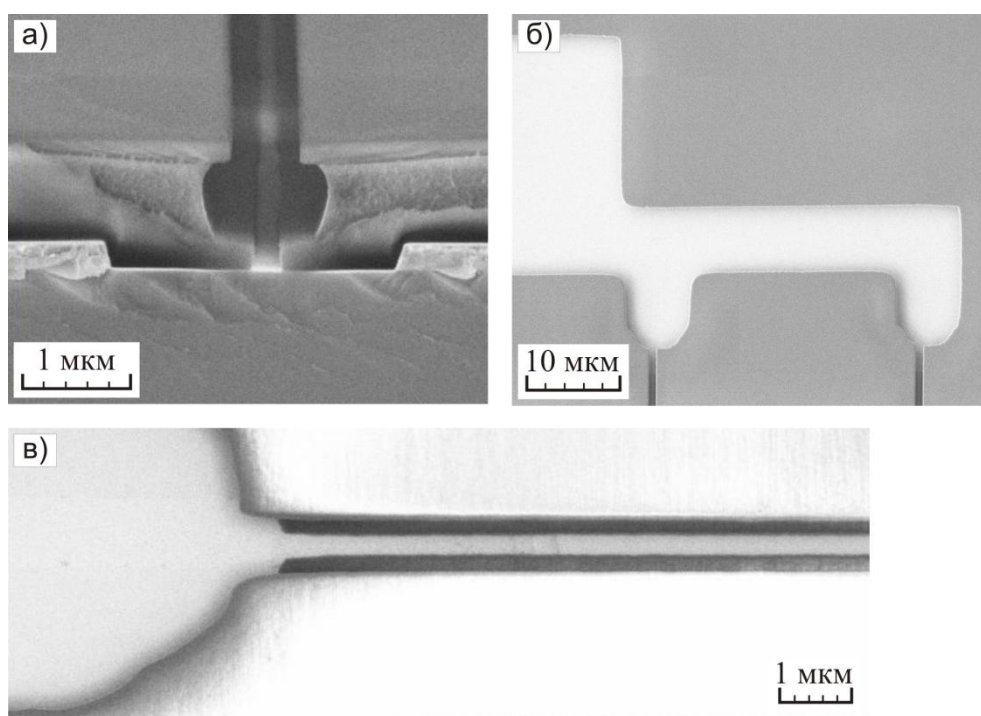


Рис. 4.24. Микроскопические изображения трехслойной резистивной маски, для формирования Т-образного затвора и трапецевидной затворной шины, сформированные методами UV-литографии и ЭЛЛ: а) – поперечное сечение маски в области затвора; б) – вид сверху на маску в области затворной шины; в) – вид сверху на область перехода с маски затвора на маску затворной шины

На рисунках 4.25 показаны микроскопические изображения металлизации затвора и затворной шины сверху (рис. 4.25, *а* и *б*) и под углом 80° (рис. 4.25, *в*), сформированной по маске, представленной на рисунке 4.24. На рисунках можно наблюдать переход Т-образного профиля металлизации затвора к трапецевидному профилю металлизации затворной шины.

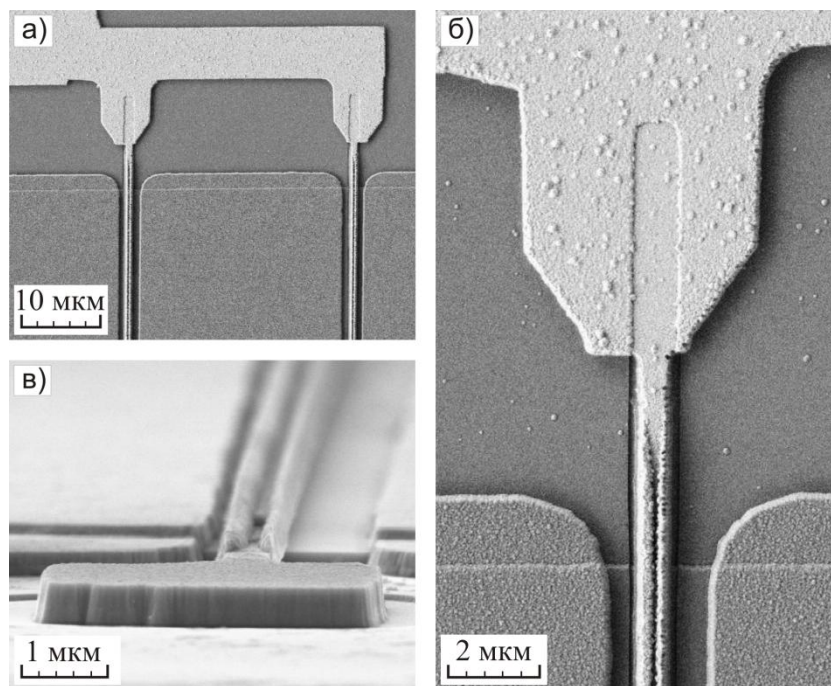


Рис. 4.25. Микроскопические изображения металлизации Т-образного затвора и трапецевидной затворной шины, созданные с использованием трехслойной резистивной маски, сформированной методами UV-литографии и ЭЛЛ, после удаления резистивной маски: *а*) – общий вид; *б*) – вид на отдельный затвор; *в*) – вид на отдельный затвор под углом 80°

Разработанная оригинальная методика, формирования трехслойной резистивной маски для субмикронного Т-образного затвора методами UV-литографии и ЭЛЛ, позволила значительно сократить время, на формирование резистивной маски, за счет использования более производительной UV-литографии, при экспонировании затворных шин. К примеру, отдельный процесс экспонирования маски для затворных шин методом ЭЛЛ с использованием установки Raith150two, на GaAs подложке диаметром 100 мм, содержащей около 6000 транзисторов, каждый из которых умещался в одно поле экспонирования 300

х 300 мкм, занял около 9 ч. Экспонирование маски для затворных шин вместе с первым экспонированием маски для затворов (при использовании разных токов электронного луча, для формирования затворов и затворных шин), увеличило время первого экспонирования маски для затворов на 5 ч. При этом в обоих вариантах была проведена оптимизация топологии затворных шин в сторону уменьшения их площади. Двойное UV-экспонирование окон для затворных шин на установке контактной литографии MJB4, вместе со временем на совмещение, потребовало не более 30 мин. При этом усечения площади затворных шин не проводилось, так как в данном методе экспонирования, она практически не влияла на его продолжительность.

Использование двойного UV-экспонирования окон маски для затворных шин позволило улучшить планарность металлизации затворных шин, без изменения профиля самих затворов, что позволило улучшить контакт затворов с межэлементной металлизацией первого уровня МИС.

Кроме того построение процесса формирования резистивной маски, позволяющее вскрывать окна к знакам совмещения, перед проведением ЭЛЛ, формирования маски для затворов, позволило улучшить контрастность знаков совмещения и использовать их для совмещения затворов с омическими контактами транзисторов.

4.6 Технологический блок формирования межэлементной металлизации первого уровня W/Cu/WN_x

После осаждения второго слоя Si_xN_y проводилось формирование окон в первом и втором слоях Si_xN_y к нижележащим элементам МИС. Затем формировалась межэлементная металлизация первого уровня W/Cu/WN_x с планарными и торцевыми диффузионными барьерами. Технология и процессы формирования металлизации были аналогичны, рассмотренным ранее в блоке формирования нижней обкладки конденсаторов (пункты 4.4.1 – 4.4.2).

Последовательность операций технологического блока была следующей:

- формирование однослойной фоторезистивной маски (рис. 4.26, а);
- травление окон в первом и/или втором слоях Si_xN_y (рис. 4.26, б);
- удаление фоторезистивной маски (рис. 4.26 в);
- формирование двухслойной фоторезистивной маски (рис. 4.26, г);
- осаждение слоев металлизации W/Cu/ WN_x 40/380/50 нм (рис. 4.26, д);
- удаление фоторезистивной маски вместе с осажденной на ее поверхности металлизацией (рис. 4.26, е).

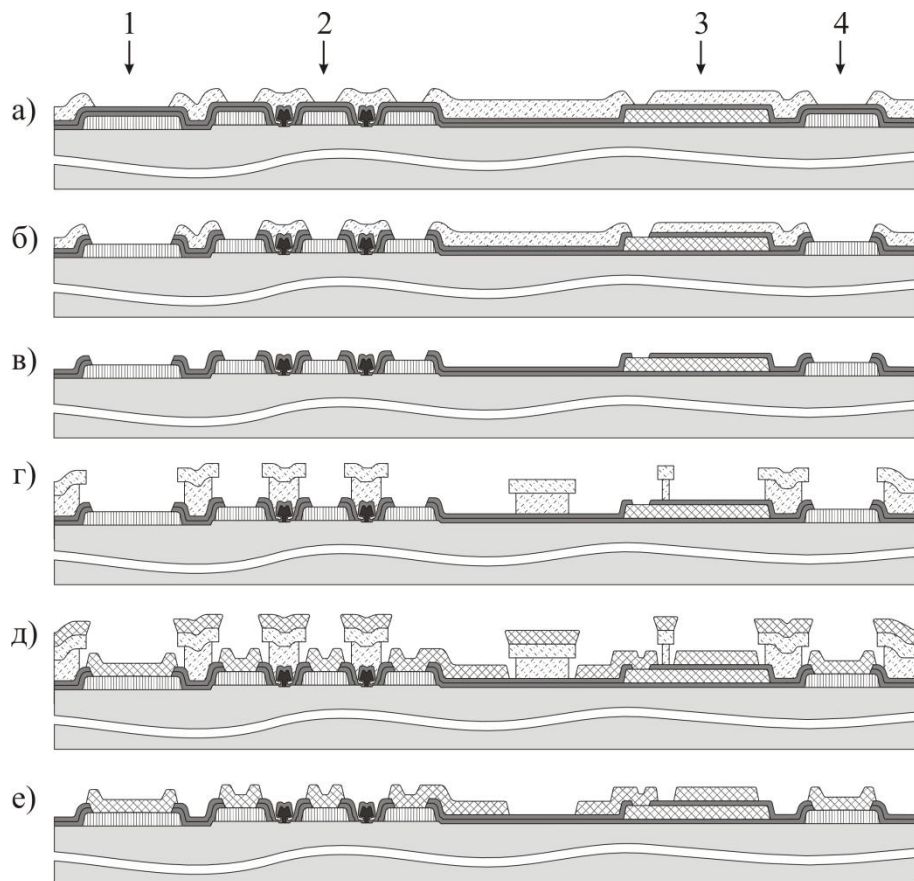


Рис. 4.26. Схематичное изображение технологического блока формирования межэлементной металлизации первого уровня W/Cu/ WN_x . Формируемый элемент: 1 – контактная площадка МИС, 2 – транзистор, 3 – конденсатор, 4 – контактная площадка сквозного отверстия

Формирование окон в слоях Si_xN_y проводилось методом прямой литографии. В качестве резистивной маски была использована пленка фоторезиста AZ1505, обладающего высокой плазмостойкостью [100]. С учетом

имевшегося на подложке рельефа, толщина пленки резиста была выбрана равной 1 мкм. Экспонирование проводилось на установке контактной литографии MJB4.

Травление слоев диэлектрика проводилось в режиме реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме. В качестве активной среды использовался SF_6 . Используемый режим травления, характеризовался высокой анизотропностью. В результате после травления формировались вертикальные стенки окон в слоях Si_xN_y . Что в последующем приводило к формированию разрыва в металлизации первого уровня на ступени окна (рис. 4.27, а).

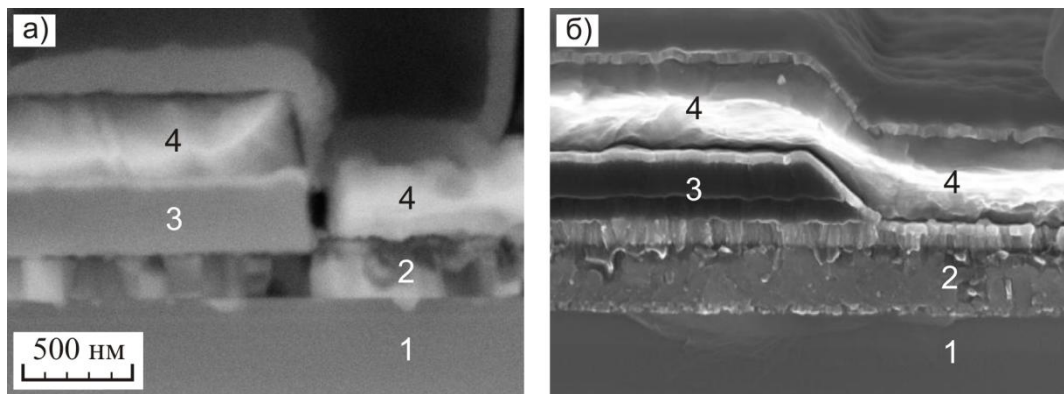


Рис. 4.27. Микроскопические изображения поперечного сечения границы окна в пленке Si_xN_y , после осаждения межэлементной металлизации первого уровня: а) – вертикальная граница окна в пленке Si_xN_y ; б) – наклонная граница окна в пленке Si_xN_y . 1 – GaAs подложка, 2 – омический контакт, 3 – пленка Si_xN_y , 4 – межэлементная металлизация первого уровня

Для исключения формирования разрывов необходимо было сформировать пологий край окон в Si_xN_y . Этого можно было добиться двумя путями, снизить анизотропность процесса травления или воспользоваться ограниченной селективностью травления пары AZ1505/ Si_xN_y . Был выбран второй вариант, как более простой в реализации. Перед травлением диэлектрика дополнительно была проведена термообработка резистивной маски AZ1505 при температуре 130 °C в течение 3 мин на горячей плите. Это позволило сформировать пологие стенки в резистивной маске, как показано на рисунке 4.26, а. После травления Si_xN_y по этой маске, границы окон в диэлектрике имели пологий край с углом наклона 45 –

55°. Этого было достаточно для формирования металлизации первого уровня без разрывов на границах окон (рис. 4.27, б)

На рисунке 4.28 показаны микроскопические изображения области транзистора на поверхности GaAs СВЧ МИС после формирования межэлементной металлизации первого уровня.

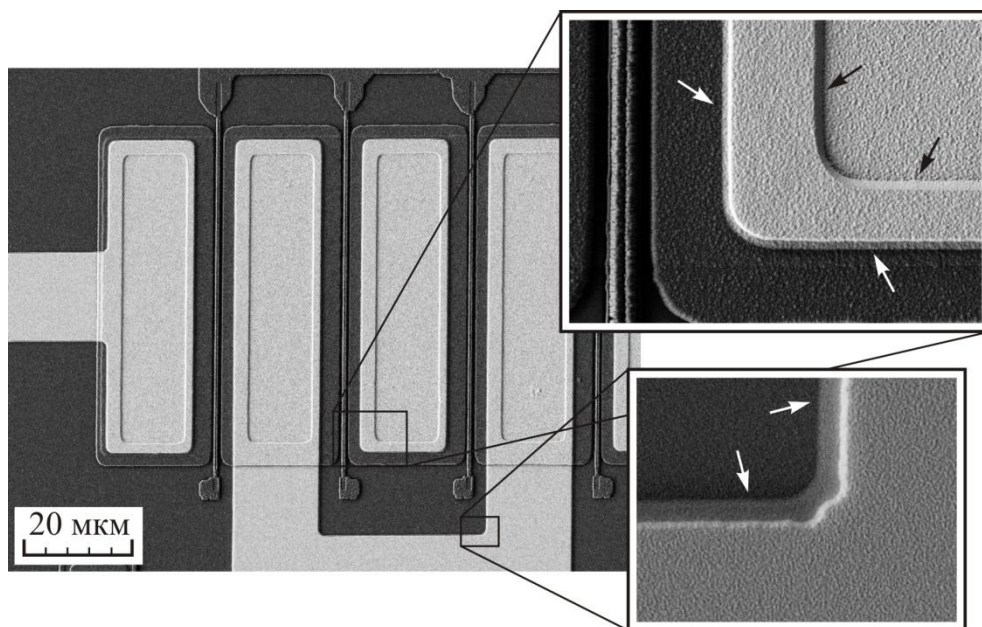


Рис. 4.28. Микроскопические изображения области транзистора на поверхности GaAs СВЧ МИС, со сформированной межэлементной металлизацией первого уровня W/Cu/WN_x 40/380/50 нм

На рисунке межэлементная металлизация выделяется по контрасту относительно элементов располагавшихся под слоями диэлектрика. Видно, что элементы металлизации по своему периметру имели ровный край без металлических «вуалей». На врезке справа вверху, в увеличенном масштабе, показана металлизация в области границы вытравленного окна в диэлектрике. По контуру (отмечен черными стрелками), окно имело пологий край границы, что позволило сформировать в этой области межэлементную металлизацию без разрывов. По всему внешнему контуру площадок металлизации наблюдалось уширение размером в 0,2 – 0,3 мкм (отмечено белыми стрелками), образованное краями слоёв диффузионных барьеров W и WN_x, наложенных друг на друга, которые на данную величину выступали за границы тела Cu проводника. На

врезке рисунка, расположенной справа внизу, край металлизации показан в еще более крупном масштабе. Наличие данного уширения диффузионных барьеров создавало дополнительную защиту от диффузии Cu по торцам металлизации в нижележащие слои GaAs СВЧ МИС.

4.7 Технологический блок формирования тонкопленочных резисторов NiCrSi

На данном этапе проводилось осаждение резистивного слоя тонкопленочных резисторов. Контактными площадками резисторов выступали участки, ранее сформированной межэлементной металлизации первого уровня. На рисунке 4.29 схематично представлена последовательность операций формирования тонкопленочных резисторов:

- формирование двухслойной фоторезистивной маски (рис. 4.29, а);
- осаждение резистивного слоя NiCrSi со слоевым сопротивлением 18-19 Ом/кв. (рис. 4.29, б);
- удаление фоторезистивной маски вместе с осажденным на его поверхность резистивным слоем (рис. 4.29, в).

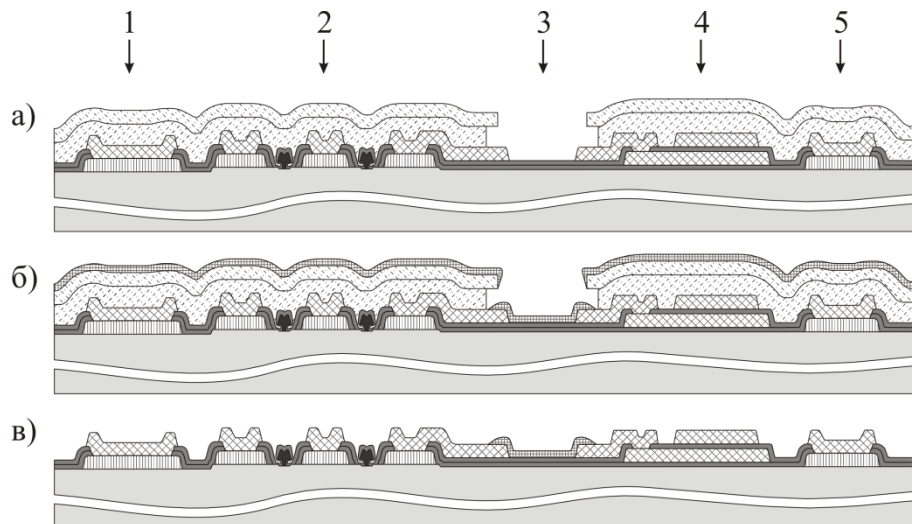


Рис. 4.29. Схематичное изображение технологического блока формирования тонкопленочных резисторов NiCrSi. Формируемый элемент: 1 – контактная площадка МИС, 2 – транзистор, 3 – тонкопленочный резистор, 4 – конденсатор, 5 – контактная площадка сквозного отверстия

Формирование двухслойной фоторезистивной маски проводилось методом обратной литографии. Экспонирование выполнялось на установке контактной литографии MJV4.

Формирование пленки резистивного слоя проводилось методом магнетронного осаждения. На рисунке 4.30 показано микроскопическое изображение тонкопленочного резистора на поверхности GaAs СВЧ МИС, после удаления фоторезистивной маски.

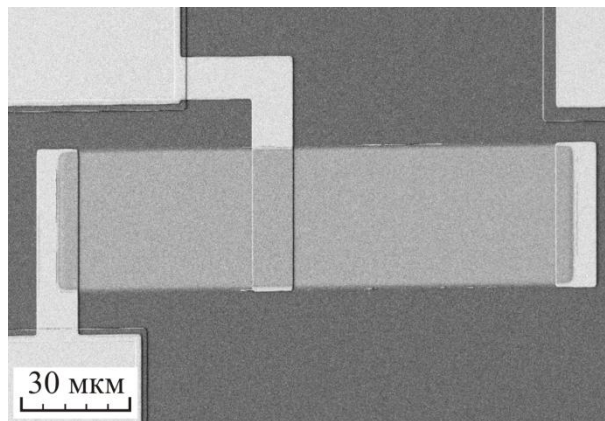


Рис. 4.30. Микроскопическое изображение тонкопленочных резисторов NiCrSi на поверхности GaAs СВЧ МИС

4.8 Технологический блок формирования межэлементной металлизации второго уровня Ti/Cu

Формирование второго уровня межэлементной металлизации GaAs СВЧ МИС, проводилось методом электрохимического осаждения Cu, по технологии, с формированием так называемых «воздушных» мостов. На рисунке 4.31 схематично представлена последовательность операций технологического блока:

- формирование первого слоя фоторезистивной маски (рис. 4.31, а);
- осаждение подслоя Ti/Cu 50/80 нм по площади подложки (рис. 4.31, б);
- формирование второго слоя фоторезистивной маски (рис. 4.31, в);
- электрохимическое осаждение пленки Cu толщиной 3 мкм (рис. 4.31, г);
- удаление верхнего слоя фоторезистивной маски (рис. 4.31, д);

- селективное жидкостное химическое травление подслоя Ti/Cu 50/80 нм и удаление нижнего слоя фоторезистивной маски (рис. 4.31, e).

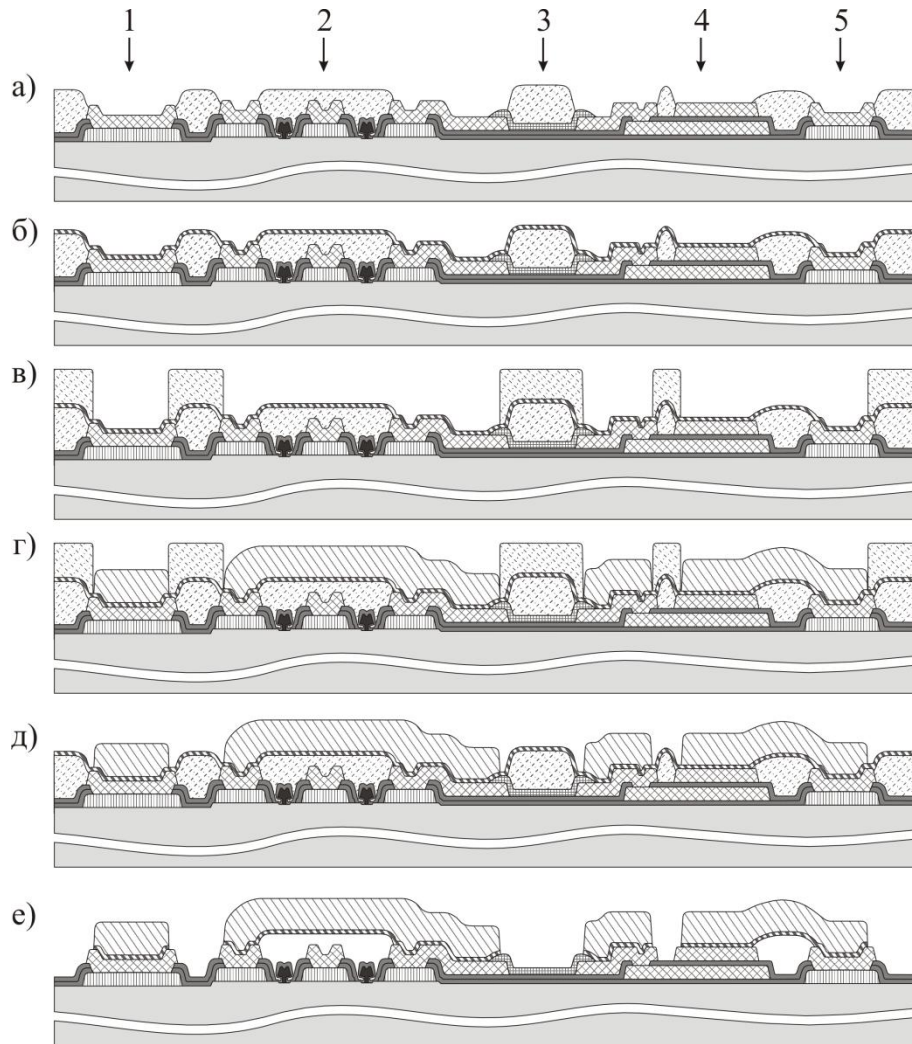


Рис. 4.31. Схематичное изображение технологического блока формирования межэлементной металлизации второго уровня Ti/Cu. Формируемый элемент: 1 – контактная площадка МИС, 2 – транзистор, 3 – тонкопленочный резистор, 4 – конденсатор, 5 – контактная площадка сквозного отверстия

Осаждение тонкого подслоя Ti/Cu 50/80 нм, необходимого для процесса электрохимического осаждения слоя Cu, проводилось методом электронно-лучевого испарения в вакууме. Для формирования непрерывной пленки подслоя, после проявления, первый слой резистивной маски подвергался термообработке. Её результатом было формирование наклонных (оплавленных) стенок окон в пленке резиста (рис. 4.31, a). Во втором слое резистивной маски, окна наоборот

формировались с вертикальными стенками (рис. 4.31, *в*). Это обеспечило формирование металлизации второго уровня с сечением близким к прямоугольному, что позволяет увеличивать плотность расположения элементов металлизации, а также упрощает моделирование линий передач и индуктивностей в составе СВЧ МИС.

На рисунках 4.32 представлены микроскопические изображения областей GaAs СВЧ МИС после формирования второго уровня межэлементной металлизации.

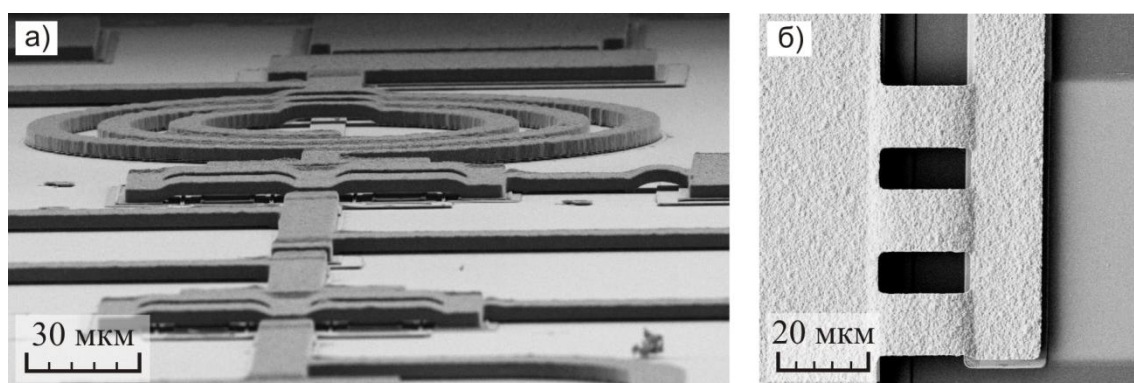


Рис. 4.32. Микроскопические изображения областей GaAs СВЧ МИС со сформированным вторым уровнем межэлементной металлизации Ti/Cu: *a)* – общий вид на металлизацию под углом 80°; *б)* – вид сверху на «воздушные» мосты к верхней обкладке конденсатора

В данном технологическом блоке были проведены оптимизации режимов электрохимического осаждения пленки Cu для второго уровня межэлементной металлизации и удаления тонкого подслоя Ti/Cu.

4.8.1 Формирование тонких пленок Cu методом электрохимического осаждения

Основными критериями, предъявляемыми к пленкам Cu, формируемым методом электрохимического осаждения, для второго уровня межэлементной металлизации GaAs СВЧ МИС, являются гладкая морфология поверхности, отсутствие пористости и низкое удельное сопротивление (в оптимальном случае

равное удельному сопротивлению объемной Cu 0,0168 мкОм·м). Время осаждения пленки должно иметь разумное ограничение по длительности операции, так как от этого в значительной степени зависит пропускная способность технологической линии.

Осаждение слоя Cu проводилось из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л). Электролиты на основе серной кислоты и медного купороса получили широкое распространение в технологиях формирования многоуровневой межэлементной металлизации Si интегральных схем и в производстве многослойных печатных плат [101]. Данный класс электролитов позволяет проводить осаждение пленок Cu с толщинами от десятков нанометров до десятков и сотен микрон, характеризующихся низким удельным сопротивлением и относительно гладкой морфологией поверхности. Небольшое количество этилового спирта было добавлено для улучшения смачивающей способности электролита.

Для достижения оптимальных параметров пленок Cu , была проведена серия экспериментов по изучению влияния режимов электрохимического осаждения тонких пленок Cu на их параметры.

Наиболее простыми в реализации, являются режимы осаждения на постоянном токе. На рисунках 4.33 и 4.34 представлены микроскопические изображения поверхности пленок Cu после осаждения в режимах на постоянном токе при различных его плотностях. Из рисунков видно, что при плотности тока осаждения 0,05 мА/мм² пленка Cu имела однородную морфологию поверхности (рис. 4.33, *a*). С повышением плотности тока до 0,1 мА/мм² в среднем рельеф поверхности стал более гладким (рис. 4.33, *a* и *б*), но при этом над поверхностью пленки начали выступать отдельные крупные зерна «дендриты» (рис. 4.33, *б*). При увеличении плотности тока до 0,2 мА/мм² плотность расположения и размеры дендритов выросли, что несколько увеличило среднюю высоту рельефа пленки Cu (рис. 4.33, *в* и рис. 4.34, *в*). На еще более высоких плотностях тока 0,3 и 0,5 мА/мм² дендриты стали заметно выделяться над поверхностью пленки Cu и приобрели полусферическую форму.

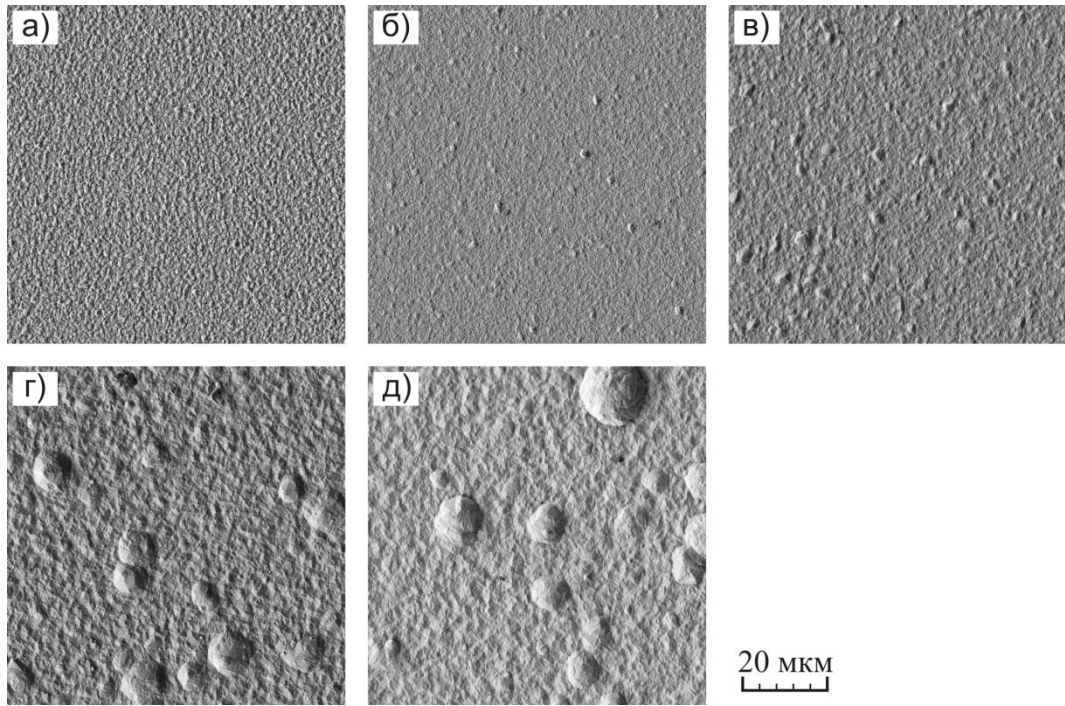


Рис. 4.33. Микроскопические изображения поверхности пленок Cu, после осаждения из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л) в режимах на постоянном токе. Плотность тока осаждения, mA/mm^2 : а) – 0,05; б) – 0,1; в) – 0,2; г) – 0,3; д) – 0,5

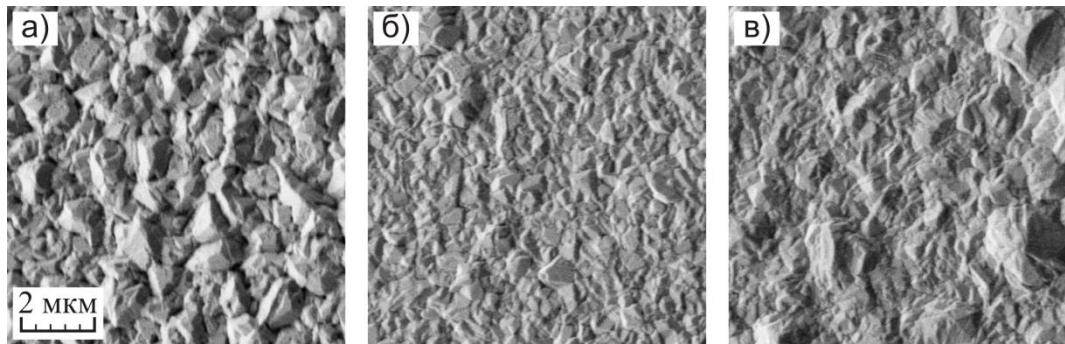


Рис. 4.34. Микроскопические изображения поверхности пленок Cu, после осаждения из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л) в режимах на постоянном токе. Плотность тока осаждения, mA/mm^2 : а) – 0,05; б) – 0,1; в) – 0,2

Плотности тока 0,1 – 0,2 mA/mm^2 , в режиме осаждения на постоянном токе, были оптимальными, для формирования второго уровня металлизации GaAs СВЧ МИС. Пленки Cu в этих режимах имели плотную структуру без пор и наиболее гладкую морфологию поверхности. При плотности тока осаждения 0,1 mA/mm^2 ,

скорость осаждения пленки Cu составляла около 0,2 мкм/мин, полученная пленка имела удельное сопротивление 0,021 мкОм·м.

Другой используемой группой режимов электрохимического осаждения пленок Cu, являются реверсные режимы. Сочетание полупериодов осаждения и травления пленки, с различными длительностями и плотностями токов, позволяет более гибко управлять параметрами формируемой пленки Cu.

На рисунке 4.35 показаны микроскопические изображения поверхности пленок Cu осажденных в реверсных режимах с разными частотами реверса. Особенностями этих режимов было равенство плотностей токов осаждения и травления, плотность токов составляла 0,1 мА/мм². При этом 90 % времени каждого периода занимало осаждение пленки и только 10 % ее травление.

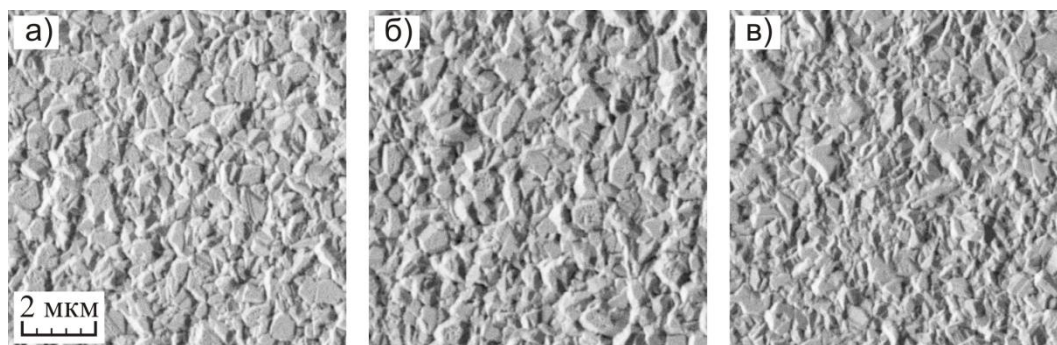


Рис. 4.35. Микроскопические изображения поверхности пленок Cu, после осаждения из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л) в реверсных режимах, при плотности тока осаждения/травления 0,1 мА/мм² и соотношении длительностей полупериодов осаждения/травления (9 : 1).

Частота реверса тока, Гц: а) – 0,1; б) – 1; в) – 10

Заметно отличие структуры пленок от структуры пленки, полученной при осаждении на постоянном токе (рис. 4.34, б). В реверсных режимах были более четко выражены границы отдельных зерен Cu. Также во многих зернах на поверхности пленки наблюдалась ориентация одной из граней вдоль плоскости поверхности пленки, чего не происходило при осаждении на постоянном токе. При изменении частоты реверса менялся размер зерен. Наиболее крупные зерна формировались на частотах реверса 0,1 и 1 Гц (рис. 4.35, а и б). На частоте 10 Гц

(рис. 4.35, в) по размеру зерен пленка была близка к пленке, полученной при осаждении на постоянном токе (рис. 4.34, б). При этом по площади поверхности пленок, осажденных во всех трех режимах, не наблюдалось образования дендритов, в отличие от пленки, осажденной на той же плотности тока в режиме осаждения на постоянном токе. Эксперимент показал, возможность подавления роста дендритов над поверхностью пленки Cu при осаждении в реверсных режимах.

На рисунках 4.36 и 4.37 показаны микроскопические изображения поверхности пленок Cu осажденных в реверсных режимах с разными частотами реверса. Здесь также плотности токов осаждения и травления совпадали, но в отличие от предыдущего эксперимента, они были увеличены до 0,3 и 0,5 мА/мм². Чтобы подавить появление дендритов, вызванное ростом плотности токов, было изменено соотношение длительностей полупериодов осаждения и травления пленки, теперь соотношение составляло 70 на 30 %.

Увеличение плотностей токов привело к появлению выраженной зависимости структуры пленки от частоты реверса тока. На частоте 0,1 Гц, пленки Cu демонстрировали гладкую морфологию поверхности, границы зерен были слабо выражены (рис. 4.36, а и г, рис. 4.37, а и б), при плотности тока 0,3 мА/мм² не наблюдалось образования дендритов, а при 0,5 мА/мм² они были незначительны. Средний рельеф поверхности пленок, полученных в обоих режимах, был заметно ниже рельефа пленки осажденной в режиме осаждения на постоянном токе при плотности тока 0,1 мА/мм² (рис. 4.33, б и рис. 4.34, б). Но при этом на краях пленки, осажденной при плотности тока 0,5 мА/мм², наблюдалось более резкое увеличение шероховатости чем у пленки, осажденной при плотности – 0,3 мА/мм². Пленки, осажденные при частоте реверса 1 Гц, имели более выраженный рельеф (рис. 4.36, б и д). В среднем он был выше для пленки, осажденной при плотности тока 0,3 мА/мм², а на поверхности пленки, осажденной при 0,5 мА/мм², появились выраженные отдельно стоящие дендриты. Дальнейший рост частоты реверса до 10 Гц, приводил к формированию на поверхности пленок крупных отдельно стоящих зерен, с размерами 1 – 2 мкм для

плотности тока $0,3 \text{ мА/мм}^2$ (рис. 4.36, в) и $2,5 - 4 \text{ мкм}$ для плотности тока $0,5 \text{ мА/мм}^2$ (рис. 4.36, е).

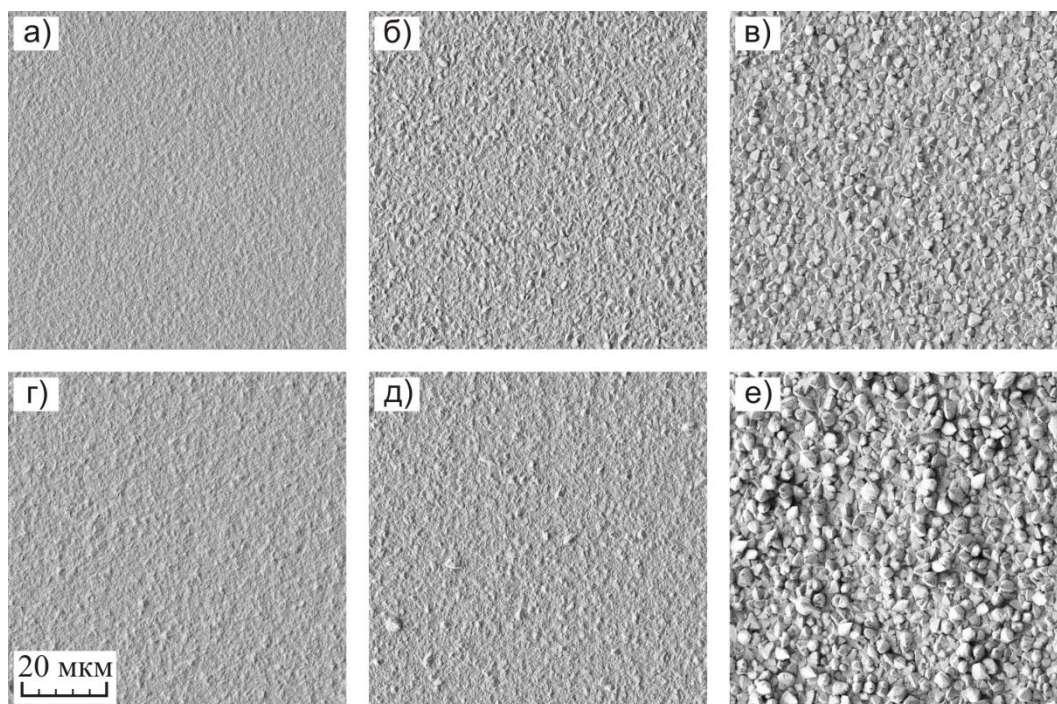


Рис. 4.36. Микроскопические изображения поверхности пленок Cu, после осаждения из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л) в реверсных режимах, при соотношении длительностей полупериодов осаждения/травления (7 : 3). Плотность тока осаждения/травления, мА/мм^2 : а - в) – 0,3; г - е) – 0,5.

Частота реверса тока, Гц: а), г) – 0,1; б), д) – 1; в), е) – 10

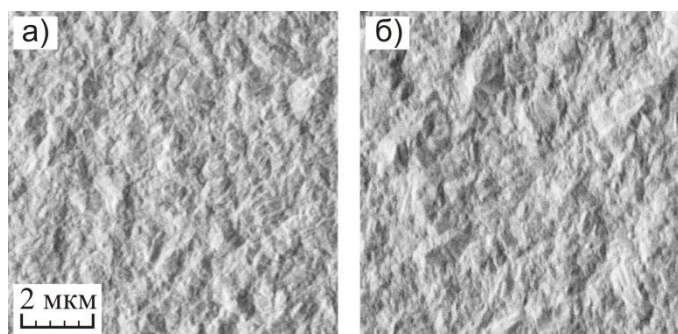


Рис. 4.37. Микроскопические изображения поверхности пленок Cu, после осаждения из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л) в реверсных режимах, при соотношении длительностей полупериодов осаждения/травления (7 : 3) и частоте реверса тока 0,1 Гц. Плотность тока осаждения/травления, мА/мм^2 : а) – 0,3; б) – 0,5

Исходя из результатов последнего эксперимента, был выбран наиболее оптимальный режим осаждения пленки Cu. При равных плотностях токов осаждения/травления они должны составлять $0,3 \text{ мА/мм}^2$, при этом частота реверса должна быть равной 0,1 Гц, а соотношение длительностей полупериодов осаждения/травления (7 : 3). Скорость осаждения пленки Cu в данном режиме составляла около 0,2 мкм/мин, удельное сопротивление пленки было около 0,018 мкОм·м, что заметно ниже удельного сопротивления пленки полученной в оптимальной режиме осаждения на постоянном токе и близко к удельному сопротивлению объемной Cu. В совокупности с тем, что в данном режиме также формировалась более гладкая морфология поверхности пленок Cu, он был признан предпочтительным для осаждения пленки Cu из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л), для второго уровня межэлементной металлизации GaAs СВЧ МИС МШУ.

4.8.2 Селективное жидкостное химическое травление тонких пленок Cu и Ti

Толщина, пленки Cu в составе подслоя Ti/Cu составляла 80 нм, для ее контролируемого удаления травитель должен был обладать низкой скоростью травления, на уровне единиц нм/с, а также селективностью травления по отношению к пленке Ti. При этом в процессе травления не должно было происходить значительного уменьшения толщины и увеличения шероховатости электрохимически осажденного слоя Cu второго уровня межэлементной металлизации МИС.

Селективное травление Cu, проводилось в травителе на основе водного раствора хлорида трехвалентного железа (FeCl_3) с HCl, используемого при изготовлении печатных плат [102]. Для снижения скорости травления использовались составы с низкой концентрацией FeCl_3 .

Для проведения эксперимента по селективному травлению тонких слоев Cu, была изготовлена подложка, с осажденным на ее поверхность подслоем Ti/Cu 50/80 нм. На подложке была сформирована однослойная фоторезистивная маска

толщиной 5 мкм. По этой маске было проведено электрохимическое осаждение пленки Cu толщиной 3 мкм. После удаления резиста, подложка была разделена на отдельные образцы, на них проводилось травление тонкого слоя Cu 80 нм в составах с разными концентрациями действующих компонент.

Всего было испытано 15 составов травителей, различавшихся соотношениями FeCl_3 и HCl . В начале были приготовлены три водных раствора HCl с соотношениями $\text{HCl} : \text{H}_2\text{O}$ равными (1 : 10); (1 : 20) и (1 : 40). Затем каждый раствор был разделен на пять частей и к каждой из них был добавлен FeCl_3 в одной из концентраций: 10, 20, 30, 50 и 100 г/л. На рисунке 4.38 представлены зависимости скорости травления пленки Cu, осажденной методом электронно-лучевого испарения, в травителе на основе $\text{FeCl}_3 : \text{HCl} : \text{H}_2\text{O}$ от концентраций FeCl_3 и HCl при температуре травления 25 °С.

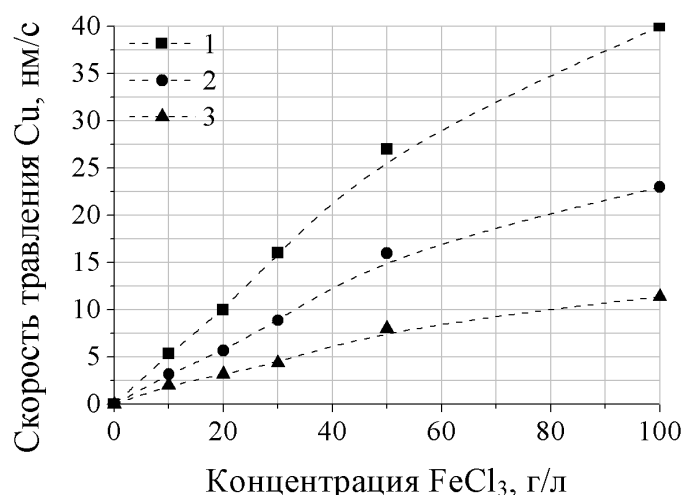


Рис. 4.38. Зависимости скорости травления пленки Cu, осажденной методом электронно-лучевого испарения, в травителе на основе $\text{FeCl}_3 : \text{HCl} : \text{H}_2\text{O}$, от концентрации FeCl_3 при различных соотношениях $\text{HCl} : \text{H}_2\text{O}$, при температуре раствора 25 °С. Соотношение $\text{HCl} : \text{H}_2\text{O}$: 1 – (1 : 10), 2 – (1 : 20), 3 – (1 : 40)

Из графиков видно, что на начальном участке зависимость скорости травления Cu от концентрации FeCl_3 носила практически линейный характер. При повышении концентрации FeCl_3 с 50 до 100 г/л рост скорости травления замедлился. Также наблюдался существенный рост скорости травления при увеличении концентрации HCl . При этом после 5 минут травления ни в одном из

составов не наблюдалось стравливания пленки Ti 50 нм, что означало высокую селективность травителей по отношению к Ti.

После травления, во всех 15 составах травителя, не наблюдалось существенного увеличения шероховатости поверхности, электрохимически осажденной пленки Cu. Также не было замечено зависимости шероховатости поверхности пленки от концентрации FeCl₃ в травителе. Влияние концентрации HCl, носило ограниченный характер. Высота рельефа от концентрации HCl практически не зависела, но при соотношении HCl : H₂O (1 : 10) пленка Cu имела наиболее плавный рельеф поверхности (рис. 4.39).

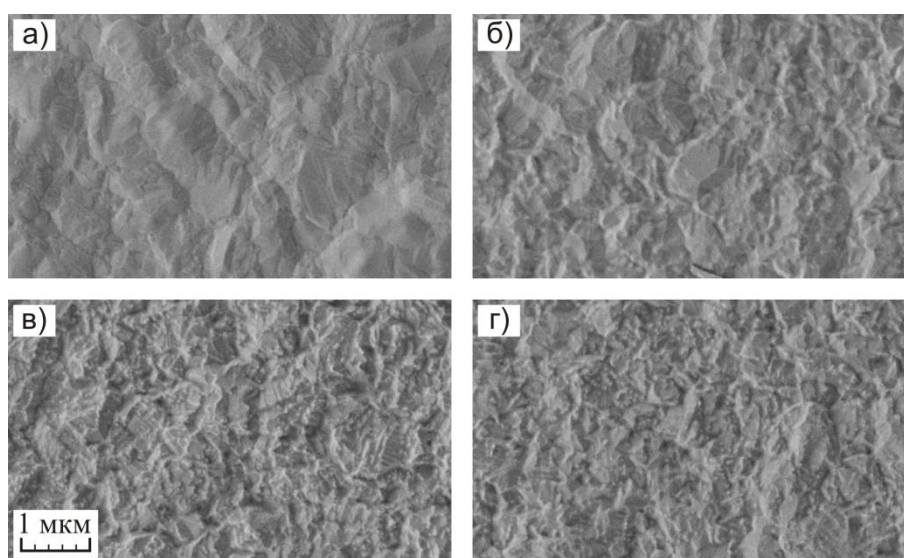


Рис. 4.39. Микроскопические изображения поверхности гальванической Cu до (а) и после (б - г) травления Cu из подслоя Ti/Cu 50/80 нм, в травителях на основе FeCl₃ : HCl : H₂O, при концентрации FeCl₃ 10 г/л, температуре травления 25 °С и различных соотношениях HCl : H₂O: б) – (1 : 10); в) – (1 : 20); г) – (1 : 40)

В качестве рабочего варианта был выбран травитель с соотношением HCl : H₂O (1 : 10) и концентрацией FeCl₃ 10 г/л. Время травления пленки Cu 80 нм на тестовых образцах составляло 16 с, при этом полное удаление подслоя Cu на маршрутных GaAs подложках требовало 25 – 30 с. Что по-видимому было связано с их большей площадью и наличием рельефа от более ранних операций.

Для травления Ti распространены травители на основе водных растворов плавиковой кислоты (HF) или различных фторидов с другими минеральными

кислотами [94]. В данной работе для травления тонкой пленки Ti был использован травитель на основе водного раствора фторида аммония (NH_4F) в концентрации 15 г/л и HCl в концентрации 100 г/л. Эксперимент по травлению Ti проводился на образцах оставшихся после эксперимента по травлению тонкого слоя Cu, также дополнительно был изготовлен образец с тонкой пленкой WN_x , сформированной методом магнетронного осаждения.

Использование травителя с низкой концентрацией NH_4F , позволило уменьшить скорость травления Ti и получить приемлемое для практического использования время травления пленки. Время травления пленки Ti 50 нм как на тестовых образцах, так и на маршрутных GaAs подложках занимало 20 – 25 с.

Дополнительная выдержка образцов в травителе в течение 5 мин. не выявила следов травления ни в электрохимически осажденной пленке Cu, ни в пленке WN_x , сформированной методом магнетронного осаждения. Что означало высокую селективность травителя по отношению к этим материалам и возможность его использования для селективного удаления пленки Ti в данном технологическом маршруте изготовления GaAs СВЧ МИС МШУ.

4.9 Технологический блок формирования защиты фронтальной стороны МИС

Защита фронтальной стороны МИС состояла из двух последовательно формируемых поверх элементов МИС диэлектрических пленок. Первого тонкого 100 нм слоя Si_xN_y и второго толстого слоя органического диэлектрика ВСВ толщиной 5 мкм. Пленка ВСВ дополнительно обеспечивала планаризацию поверхности МИС. В пленках $\text{Si}_x\text{N}_y/\text{BCB}$ формировались окна к контактным площадкам МИС. Также, для облегчения резки полупроводниковой пластины на границах чипов удалялись слой ВСВ и все три слоя Si_xN_y (формирование так называемых «streets» на фронтальной стороне подложки). На контактных площадках МИС осаждалась металлизация Ti/Pt/Au 50/25/400 нм. Относительно тонкий слой Au обеспечивал защиту Cu проводников от воздействия внешней

среды и позволял проводить разварку МИС Au проволокой в корпусе микросхемы. Последовательность операций технологического блока была следующей:

- осаждение третьего слоя Si_xN_y 100нм и формирование слоя ВСВ 5 мкм (рис. 4.40, а);
- формирование окон в слое ВСВ и третьем слое Si_xN_y к контактным площадкам МИС и «streets» на границах чипов (рис. 4.40, б);
- формирование двухслойной фоторезистивной маски и осаждение по маске металлизации Ti/Pt/Au 50/25/400 нм поверх контактных площадок МИС (рис. 4.40, в);
- удаление фоторезистивной маски вместе с осажденной на ее поверхности металлизацией (рис. 4.40, г).

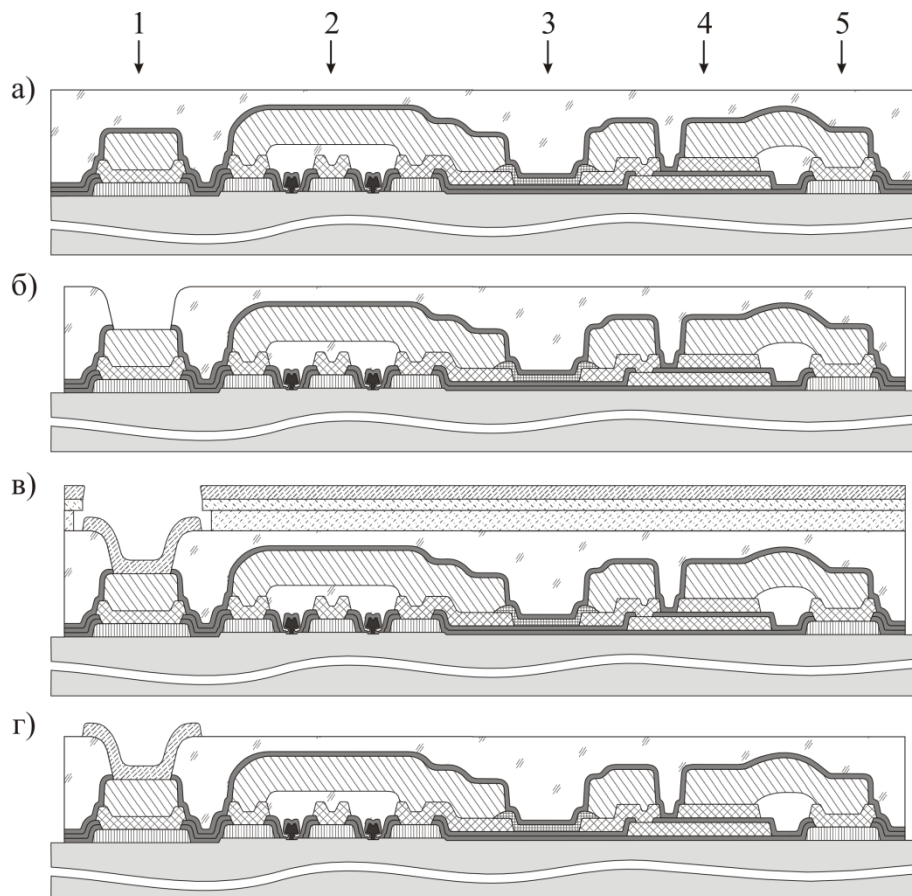


Рис. 4.40. Схематическое изображение технологического блока формирования защитных слоев фронтальной стороны МИС. Формируемый элемент: 1 – контактная площадка МИС, 2 – транзистор, 3 – тонкопленочный резистор, 4 – конденсатор, 5 – контактная площадка сквозного отверстия

Формирование пленки Si_xN_y проводилось методом плазмохимического осаждения из газовой фазы. Пленка ВСВ наносилась методом центрифугирования. В данном технологическом маршруте была использована светочувствительная марка ВСВ, это позволило отказаться от формирования дополнительной резистивной маски, для вскрытия окон к контактным площадкам МИС. Экспонирование пленки ВСВ проводилось методом контактной литографии на установке МJB4.

Травление слоев Si_xN_y , выполнялось по маске ВСВ, перед этим проводилось термозадубливание пленки ВСВ. Травление слоев диэлектрика проводилось в режиме реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме. В качестве активной среды использовался SF_6 . На рисунках 4.41 показаны микроскопические изображения, сформированных на фронтальной стороне подложки, «streets» (рис. 4.41, а) и вскрытых окон в пленках $\text{Si}_x\text{N}_y/\text{BCB}$ на контактных площадках тестового транзистора (рис. 4.41, б). Пленка ВСВ толщиной 5 мкм демонстрировала высокую степень планаризации поверхности МИС.

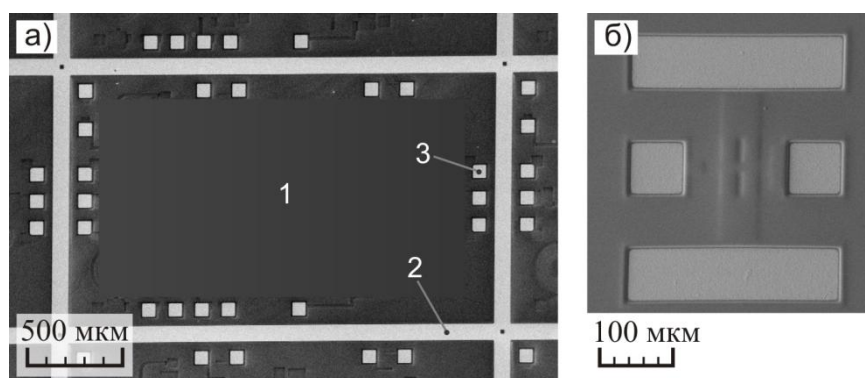


Рис. 4.41. Микроскопические изображения «streets» на границах фронтальной стороны МИС (а), окон в слоях $\text{Si}_x\text{N}_y/\text{BCB}$ к контактным площадкам тестового транзистора (б). 1 – МИС, 2 – «street», 3 – контактная площадка МИС

Осаждение металлизации Ti/Pt/Au 50/25/400 нм проводилось методом электронно-лучевого испарения. Для надежной герметизации Cu контактных площадок МИС, площадки металлизации Ti/Pt/Au формировались с размерами на несколько микрон больше размеров окон в пленках $\text{Si}_x\text{N}_y/\text{BCB}$ (рис. 4.42).

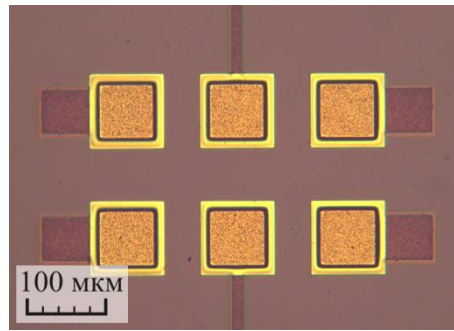


Рис. 4.42. Микроскопическое изображение контактных площадок МИС после осаждения металлизации Ti/Pt/Au

4.10 Технологический блок формирования металлизации обратной стороны МИС

На данном этапе изготовления GaAs СВЧ МИС проводилось утонение GaAs подложки до 100 мкм, травление в подложке сквозных отверстий, формирование металлизации Ni/W/Cu/W на обратной стороне МИС и в сквозных отверстиях, а также травление «streets» в слоях металлизации. Последовательность операций технологического блока была следующей:

- закрепление GaAs пластины на жестком носителе;
- утонение GaAs пластины до 100 мкм (рис. 4.43, а);
- формирование однослойной резистивной маски (рис. 4.43, б);
- травление в GaAs пластине сквозных отверстий с наклонными стенками к контактными площадкам, расположенным на фронтальной стороне МИС (рис. 4.43, в);
- последовательное осаждение слоев металлизации Ni 1 мкм, W 100 нм, Cu 100 нм, Cu 4 мкм, W 100 нм (рис. 4.43, г);
- формирование однослойной фоторезистивной маски для травления «streets» на обратной стороне подложки (рис. 4.43, д);
- травление «streets» (только верхнего слоя W и слоев Cu) (рис. 4.43, е);
- удаление фоторезистивной маски (рис. 4.43, ж);
- отклейка утоненной GaAs пластины от носителя.

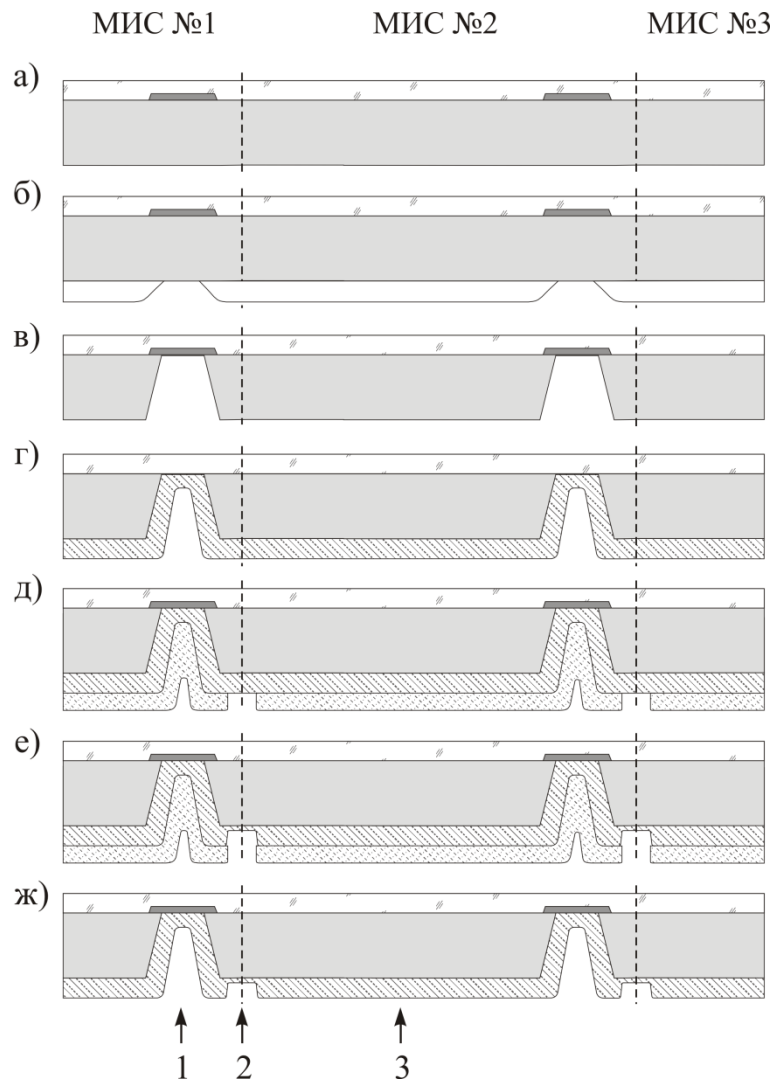


Рис. 4.43. Схематическое изображение технологического блока формирования металлизации обратной стороны МИС. Формируемый элемент: 1 – сквозное отверстие, 2 – «street», 3 – металлизация

Формирование резистивной маски, для травления сквозных отверстий, проводилось методом контактной литографии. Перед травлением проводилась термообработка при температуре 120 °С в течение 5 мин на горячей плите. Это позволило сформировать пологие стенки в маске и обеспечить травление наклонных стенок отверстий. Травление GaAs проводилось в режиме реактивного ионного травления в индуктивно-связанной плазме.

После травления отверстий и удаления резистивной маски, проводилось палладирование поверхности обратной стороны МИС. Осажденные на поверхность подложки, атомы Pd служили зародышами для последующего роста

пленки Ni в процессе химического осаждения. На рисунке 4.44 показано микроскопическое изображение поперечного сечения металлизации состава Ni/W/Cu на поверхности GaAs, демонстрирующее роль пленки Ni, при формировании слоя диффузионного барьера W, методом магнетронного осаждения, на подложку с развитым рельефом. Пленка Ni частично заполнила полость в подложке (отмечена стрелками) и сформировала над ней пологий рельеф. Что позволило осадить поверх Ni непрерывную пленку W.

Без использования выравнивающего слоя, в области полости в подложке мог бы образоваться разрыв в пленке диффузионного барьера, и по разрыву протекала бы диффузия Cu в подложку. Таким образом, пленка Ni сглаживала рельеф боковых стенок сквозных отверстий. Помимо этого она служила дополнительным слоем диффузионного барьера для Cu.

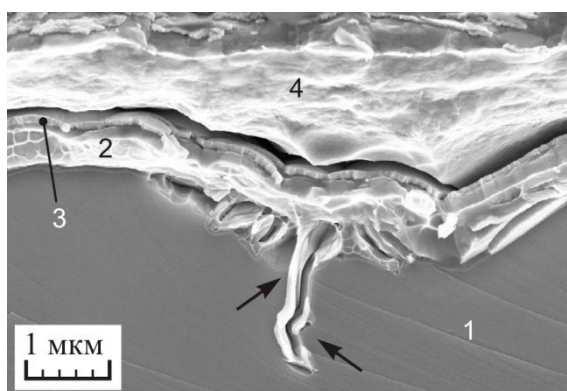


Рис. 4.44. Микроскопическое изображение поперечного сечения металлизации Ni/W/Cu на GaAs с развитым рельефом поверхности. 1 – подложка GaAs, 2 – химически осажденный слой Ni, 3 – слой W, 4 – слой Cu

Тонкий слой Cu 100 нм поверх слоя диффузионного барьера W 100 нм, был необходим для проведения процесса электрохимического осаждения Cu. Слои W/Cu 100/100 нм последовательно осаждались методом магнетронного осаждения.

Электрохимически осажденный, слой Cu обеспечивал основную толщину металлизации обратной стороны МИС. Осаждение пленки проводилось в электролите $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л) и реверсном режиме,

использованных ранее при формировании межэлементной металлизации второго уровня. На рисунке 4.45 показано микроскопическое изображение металлизации обратной стороны МИС после осаждения слоя Cu толщиной 4 мкм. Пленка Cu имела гладкую морфологию поверхности, не наблюдалось образования выраженных дендритов. Она полностью без разрывов покрывала боковые стенки и дно сквозных отверстий. При толщине слоя Cu на поверхности обратной стороны пластины около 4 мкм, толщина пленки на боковой стенке отверстия в области дна составляла 2,5 – 2,8 мкм.

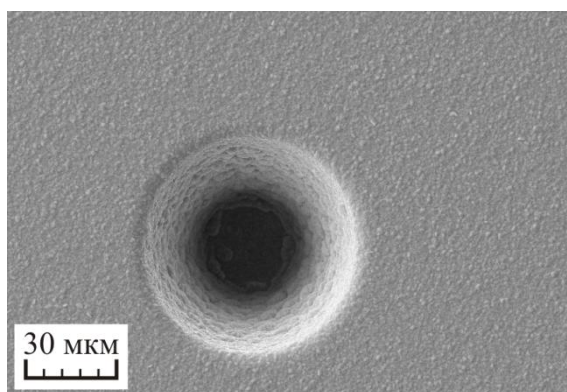


Рис. 4.45. Микроскопическое изображение пленки Cu в области сквозного отверстия, осажденной из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л) в реверсном режиме, при равных плотностях токов осаждения/травления $0,3 \text{ mA/mm}^2$, частоте реверса 0,1 Гц и соотношении длительностей полупериодов осаждения/травления (7 : 3)

Для травления верхнего слоя W 100 нм, при формировании «streets» между чипами в металлизации обратной стороны, был использован травитель на основе 30 % H_2O_2 . Перед травлением раствор подогревался до 35 – 40 °С. Время травления пленки W составляло 10 – 20 с.

Для удаления с мест расположения «streets» слоя Cu толщиной 4 мкм был применен травитель на основе FeCl_3 и HCl , ранее использованный для удаления тонкого подслоя Cu толщиной 80 нм в процессе формирования межэлементной металлизации второго уровня. Но так как в данном случае требовалось удалить более толстую пленку Cu, концентрация FeCl_3 в растворе была увеличена. Состав

травителя был следующим $\text{FeCl}_3 : \text{HCl}$ (100 : 100 г/л). Время травления пленки Cu составляло 80 – 100 с.

На рисунках 4.46 показаны микроскопические изображения «streets», сформированных в металлизации обратной стороны пластины, после удаления резистивной маски. После травления граница «streets» имела ровный край, граница слоя Cu имела вертикальный профиль. Следов травления двух нижних слоев металлизации Ni/W не наблюдалось.

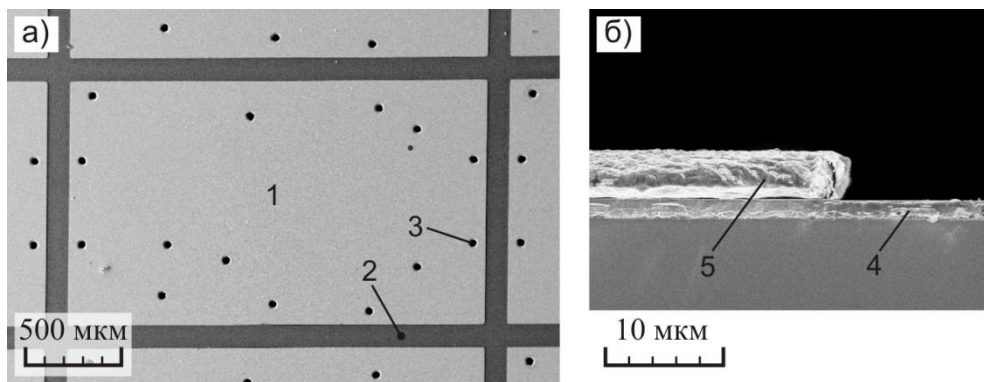


Рис. 4.46 Микроскопические изображения «streets» в металлизации обратной стороны на границах МИС: *а)* – вид сверху; *б)* – поперечное сечение.
1 – МИС, 2 – «street», 3 – сквозное отверстие, 4 – слой Ni, 5 – слой Cu

После отклейки, утоненной пластины, от жесткого носителя и отмывки ее фронтальной стороны в органических растворителях, проводилась оценка параметров, изготовленных МИС.

4.14 Выводы

- 1) Разработанный технологический маршрут и технологические операции изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, позволяют организовать серийный выпуск МИС на действующих технологических линиях, занятых в производстве GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Au.

- 2) Разработанная методика формирования трехслойной резистивной маски для Т-образных затворов транзисторов методами UV- и электронно-лучевой литографии, позволяет сократить время создания резистивной маски, улучшить планарность затворных шин, а также упростить совмещение рисунков затворов и стоков/истоков транзисторов в процессе электронно-лучевой литографии при низкой контрастности знаков совмещения.
- 3) Оптимизация профиля знаков совмещения на основе металлизации омических контактов Pd/Ge/Al/Mo для электронно-лучевой литографии с использованием детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли, позволяет за счет «краевого» эффекта улучшить топографическую составляющую контраста знаков совмещения, а увеличение толщины слоя Mo до 100 нм повысить контрастность металлизации знаков, за счет увеличения фазовой составляющей контраста.
- 4) Соотношение толщин нижнего слоя двухслойной резистивной маски и слоев осаждаемой металлизации, равное 2 : 1, при формировании межэлементной металлизации методом обратной литографии, является достаточным для формирования методом магнетронного осаждения сплошной пленки диффузионного барьера на торцах Cu проводника, напыленного методом термического осаждения в вакууме.
- 5) Ультразвуковая обработка резистивной маски с осажденной по ней межэлементной металлизацией на основе пленки Cu с планарными и торцевыми диффузионными барьерами, формируемыми методом магнетронного осаждения, проводимая перед удалением резистивной маски в водном растворе MF319 в диапазоне концентраций раствора от 1 : 1 до 1 : 10, позволяет эффективно удалять «вуали» по периметру элементов металлизации, образованные паразитным осаждением материалов диффузионных барьеров на вертикальные стенки резистивной маски, что обеспечивает формирование элементов межсоединений с ровными краями.
- 6) Электрохимическое осаждение пленки Cu из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л) в реверсном режиме при равных плотностях токов

осаждения/травления $0,3 \text{ mA/mm}^2$, частоте реверса $0,1 \text{ Гц}$ и соотношении длительностей полупериодов осаждения/травления $7 : 3$, позволяет сформировать пленку Cu , характеризующуюся гладкой морфологией поверхности и низким удельным сопротивлением на уровне $0,018 \text{ мкОм}\cdot\text{м}$.

ГЛАВА 5. Исследование параметров GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu

5.1 Сравнительный анализ параметров СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu, а также СВЧ МИС МШУ прототипа с металлизацией на основе Au

Разработанные конструкции активных и пассивных элементов, а также технология изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu были апробированы при создании МИС трехкаскадного МШУ. В качестве прототипа была выбрана МИС МШУ с металлизацией на основе Au, серийно производимая АО «НПФ «Микран» [103]. МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu была спроектирована по аналогии с прототипом, но без оптимизации согласующих и частотно-задающих цепей СВЧ тракта, так как к моменту начала данных работ отсутствовали модели и библиотеки активных и пассивных элементов МИС с металлизацией на основе Al и Cu.

На рисунке 5.1 показаны частотные зависимости коэффициентов усиления и шума МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu, а также с металлизацией на основе Au. МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu в диапазоне частот 8 – 10 ГГц имела коэффициент усиления 28 ± 1 дБ, коэффициент шума не превышал 2 дБ.

Сравнительный анализ параметров МИС с различной металлизацией показал, что:

- коэффициенты усиления и шума обоих типов МИС совпадали, в пределах погрешности измерения, в диапазоне частот 8 – 10 ГГц;
- МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu имела более узкий диапазон рабочих частот 8 – 10 ГГц, вместо 8 – 12 ГГц для МИС прототипа с металлизацией на основе пленок Au.

Анализ ситуации позволил сделать вывод о том, что некоторое сужение диапазона рабочих частот у МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu

обусловлено более высоким значением коэффициента стоячей волны по напряжению на частотах выше 10 ГГц. Это связано с неполным совпадением входных и выходных импедансов транзисторов с различной металлизацией и может быть легко преодолено небольшой коррекцией номиналов элементов МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu.

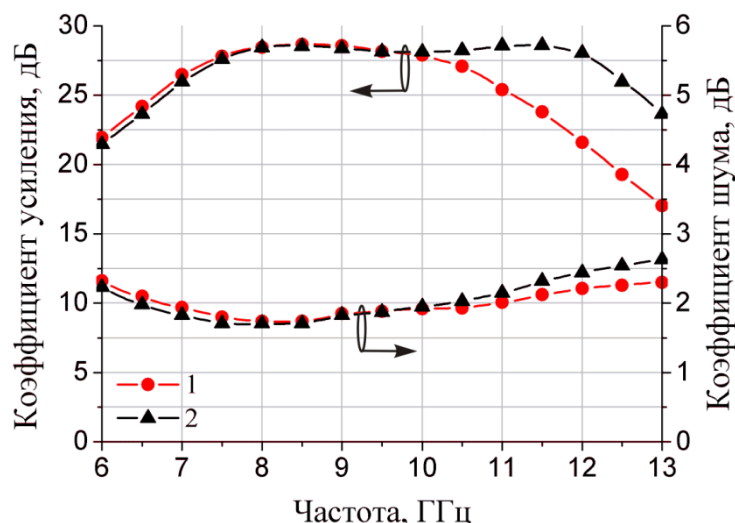


Рис. 5.1. Зависимости коэффициентов усиления и шума от частоты для GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе пленок: 1 – Al и Cu, 2 – Au

5.2 Статистический анализ причин брака СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu

Статистический анализ причин брака СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu производился с использованием специально изготовленной пластины GaAs, которая содержала 864 МИС МШУ. С помощью автоматической зондовой станции Suss-PA200 и векторного анализатора цепей P4M-18 было проведено измерение малосигнальных параметров S_{11} – S_{22} и тока потребления всех МИС. После измерения и разбраковки 388 штук МИС МШУ из 864 штук были признаны годными.

На рисунке 5.2 представлены частотные зависимости малосигнальных параметров 100 штук МИС, выбранных случайно из 388 годных МИС МШУ.

Частотные зависимости для годных МИС демонстрировали высокую однородность параметров в выборке.

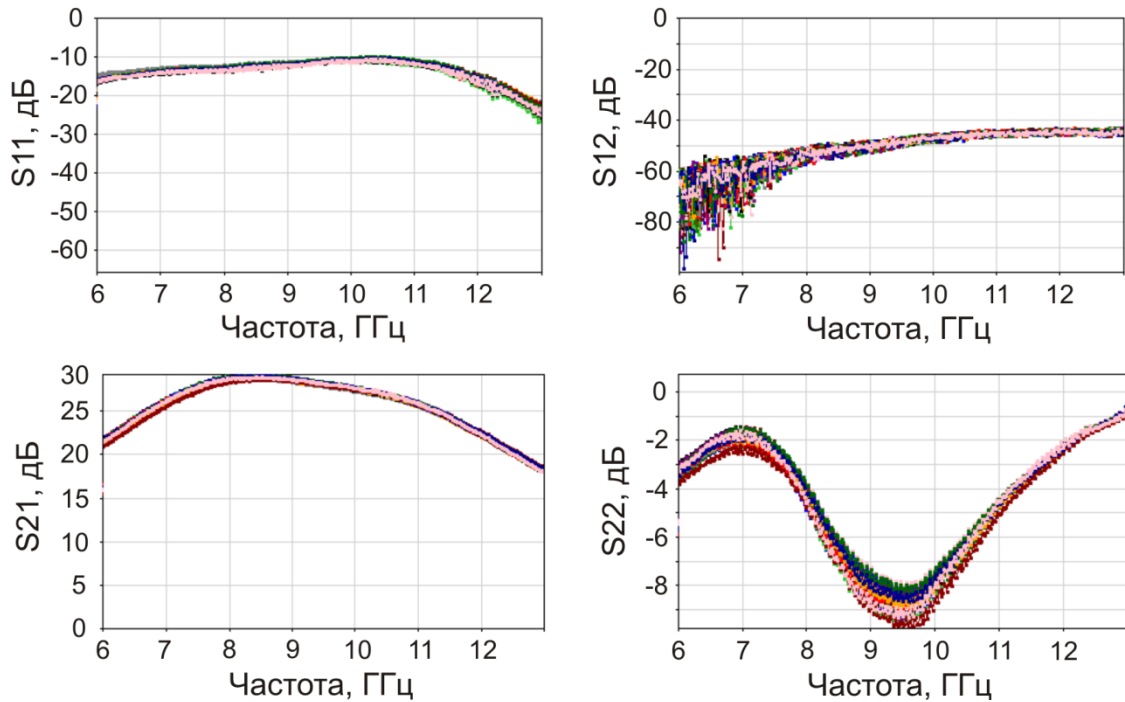


Рис. 5.2. Частотные зависимости малосигнальных параметров S_{11} – S_{22} GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе пленок Al и Cu

На рисунке 5.3 представлены изображения карт и гистограмм распределения величины коэффициента передачи S_{21} на частоте 9 ГГц (частота соответствовавшая середине рабочего диапазона частот МИС МШУ) и тока потребления всех 864 штук МИС. Из карт распределения видно наличие корреляции между коэффициентом передачи S_{21} и током потребления МИС МШУ. Наибольшие значения коэффициента передачи наблюдались по периметру пластины (рис. 5.3, б), этому соответствовал уровень токов потребления 35 – 45 мА (рис. 5.3, а). Напротив, в центральной части пластины МИС МШУ имели низкие значения коэффициента передачи S_{21} и повышенное токопотребление 50 – 200 мА. На гистограммах наблюдались ярко выраженные узкие пики для коэффициента передачи S_{21} на уровне 27 – 30 дБ (рис. 5.3, в), и тока потребления МИС на уровне 35 – 45 мА (рис. 5.3, г).

Кроме этого, на пластине GaAs было обнаружено 13 МИС с током потребления ниже 35 мА, для которых коэффициент передачи S_{21} не превышал 20 дБ.

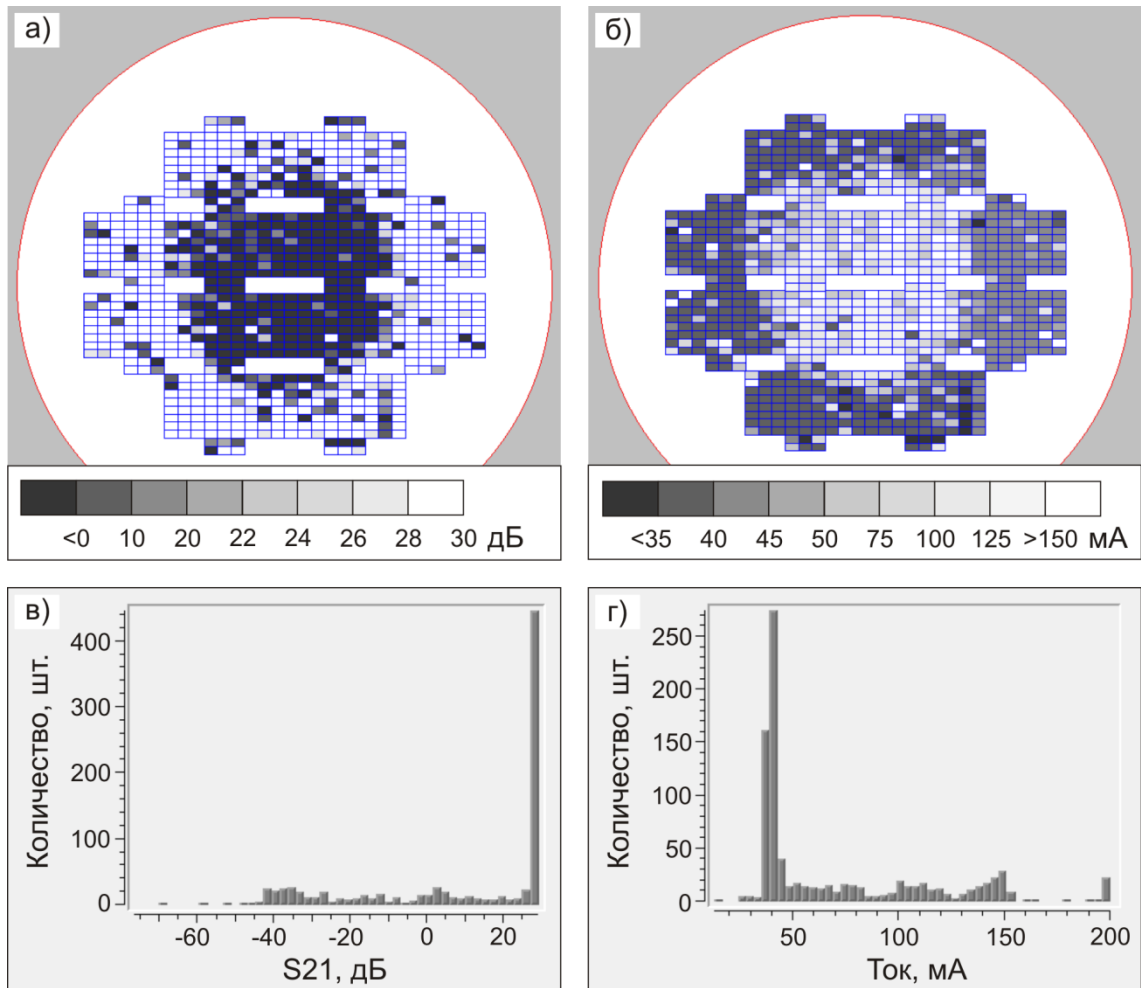


Рис. 5.3. Карты (а, б) и гистограммы (в, г) распределения GaAs СВЧ МИС МШУ, с металлизацией на основе пленок Al и Cu на подложке, по коэффициенту передачи S_{21} на частоте 9 ГГц (а, в) и току потребления (б, г)

Разбраковка всех 864 штук МИС по параметрам проводилась в два этапа. На первом этапе отбраковывались кристаллы с низкими значениями коэффициента передачи и повышенным/пониженным токопотреблением. Граничные условия были следующими: коэффициент передачи S_{21} на частоте 9 ГГц не менее 28 дБ и ток потребления 35 – 45 мА. Гистограммы распределения соответствующих величин для МИС МШУ, прошедших первый этап разбраковки, представлены на рисунке 5.4. Гистограммы имели характерный вид кривых Гаусса, пик

коэффициента передачи S_{21} был на уровне 28,6 – 28,7 дБ, пик тока потребления – на уровне 40 мА. При этом выход годных МИС по электрическим параметрам по всей пластине составил 47 % (403 шт.).

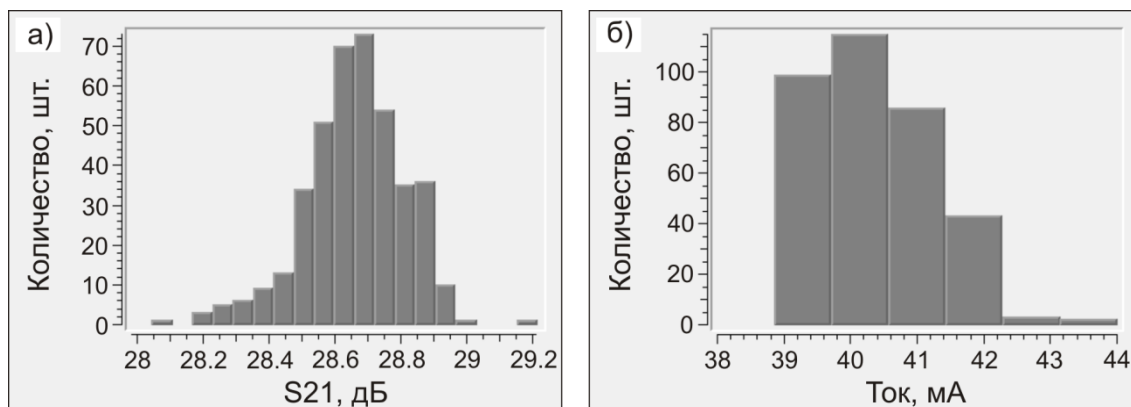


Рис. 5.4. Гистограммы распределения годных GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе пленок Al и Cu, после проведения первого этапа разбраковки: а) – по коэффициенту передачи S_{21} на частоте 9 ГГц; б) – по току потребления

С целью определения причин, приводивших к снижению коэффициента передачи S_{21} и отклонению от оптимальных величин тока потребления МИС, проводился визуальный контроль поверхности МИС не прошедших первый этап отбраковки. В результате визуального контроля у МИС с повышенным токопотреблением в областях площадок заземления, к которым были подсоединены конденсаторы, обнаружилось изменение цвета диэлектрических слоев защиты фронтальной стороны МИС (рис. 5.5, область отмечена стрелками). Механическое отсечение данных конденсаторов от линий питания каскадов МИС МШУ, приводило к снижению токов потребления до нормальных значений 35 – 45 мА.

По-видимому, причиной повышенного токопотребления было рассовмещение сквозных отверстий с обратной стороны пластины относительно площадок заземления, расположенных на фронтальной стороне пластины, и большой растрав сквозных отверстий в центре пластины GaAs. В результате, в

процессе растрыва отверстий происходило повреждение слоя диэлектрика (Si_xN_y) МДМ конденсатора, расположенного рядом с площадкой заземления. При последующем формировании металлизации обратной стороны пластины GaAs по образовавшемуся каналу могло произойти осаждение атомов затравочного слоя Pd и выравнивающего слоя Ni. В зависимости от количества осажденного металла происходило частичное или полное шунтирование обкладок конденсаторов. Если конденсатор был расположен в цепи автосмещения МИС МШУ со стороны истоков транзисторов, то ток потребления МИС увеличивался на несколько миллиампер на каждый замкнутый конденсатор. В этом случае из-за смещения рабочих точек транзисторов соответствующих каскадов МИС МШУ, коэффициент передачи S_{21} таких МИС был несколько ниже, чем у МИС без замкнутых конденсаторов. Замыкание обкладок конденсаторов в фильтрах питания со стороны стоков транзисторов приводило к более значительному росту тока потребления, вплоть до величины ограничения тока источника питания (равному 200 мА) и более резкому падению коэффициента передачи.

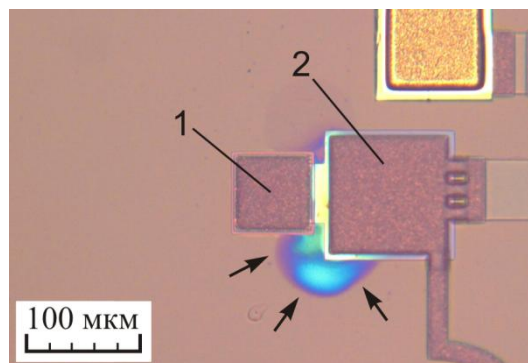


Рис. 5.5. Микроскопическое изображение участка GaAs СВЧ МИС МШУ в области заземляющей контактной площадки сквозного отверстия.

1 – контактная площадка заземления, 2 – МДМ конденсатор

Анализ данных визуального контроля показал, что среди 13 МИС с током потребления менее 35 мА у пяти МИС наблюдалась трещина в подложке, у девяти штук был разрыв дорожки проводника цепи питания одного или двух каскадов усилителя, а у четырёх МИС были повреждены контактные площадки.

На втором этапе разбраковки проводилось выявление скрытых дефектов в изготовленных GaAs СВЧ МИС МШУ. Для этого подложка с МИС подвергалась термообработке при температуре 200 °С в течение 24 ч. После извлечения пластины из термокамеры было проведено повторное измерение малосигнальных параметров S_{11} – S_{22} и тока потребления МИС, прошедших первый этап разбраковки. При определении количества годных МИС были заданы те же граничные условия, что были использованы на первом этапе разбраковки: ток потребления 35 – 45 мА и коэффициент передачи S_{21} не менее 28 дБ на частоте 9 ГГц. На рисунке 5.6 показана карта распределения годных МИС, после повторной разбраковки. Общее число годных МИС МШУ уменьшилось на 15 шт. (выход годных 45 %).

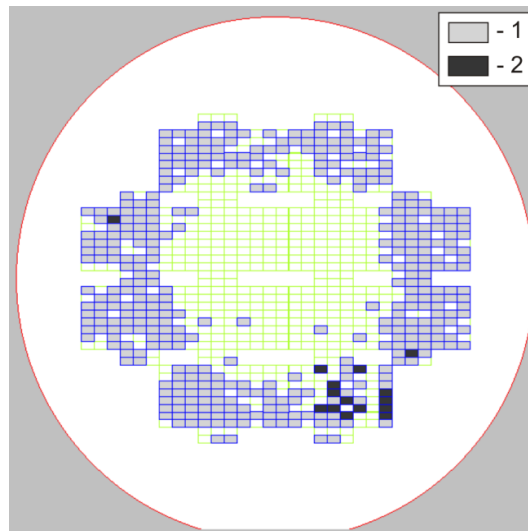


Рис. 5.6. Карта распределения годных GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе пленок Al и Cu, после второго этапа разбраковки, проведенного после термообработки пластины при 200 °С в течение 24 ч. 1 – годные МИС, 2 – бракованные МИС

На рисунке 5.7 представлены гистограммы распределения коэффициента передачи S_{21} на частоте 9 ГГц и токов потребления для МИС МШУ прошедших второй этап разбраковки. В общем, распределения величин, совпадали с их распределением после первого этапа разбраковки (рис. 5.4). Некоторое

перераспределение пиков, преимущественно, было связано с исключением из рассмотрения 15 дефектных МИС и погрешностью измерения величин.

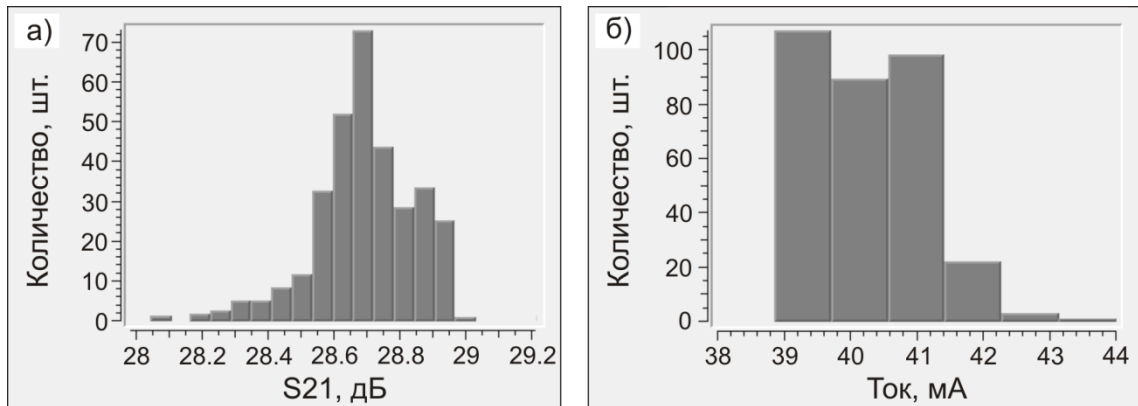


Рис. 5.7. Гистограммы распределения GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе пленок Al и Cu, прошедших второй этап разбраковки, проведенный после термообработки пластины при 200 °С в течение 24 ч: а) – по коэффициенту передачи S_{21} на частоте 9 ГГц; б) – по току потребления

Анализ результатов измерений дефектных МИС показал, что только в одной из 15 МИС ток потребления вырос до 100 мА. Что было связано с замыканием обкладок конденсатора в цепи фильтра питания одного из каскадов усилителя. В остальных 14 случаях изменения тока потребления не наблюдалось, при этом коэффициент передачи S_{21} у этих МИС находился в диапазоне от 18 до 27 дБ на частоте 9 ГГц. На рисунке 5.5 видно, что дефектные МИС были локализованы преимущественно в одной области пластины. Это говорит о том, что возникновение дефектов не носило системный характер, связанный с особенностями конструкций элементов и/или использованных технологических процессов. Скорее всего, оно было вызвано локальным воздействием неизвестной природы на часть подложки или на этапе изготовления или на этапе разбраковки готовых МИС.

5.3 Результаты ускоренных испытаний на долговечность СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе Al и Cu

Для проведения ускоренных испытаний были подготовлены две группы МИС МШУ по 5 шт. в каждой. В первую группу вошли МИС МШУ, у которых металлизация фронтальной стороны пластины GaAs была выполнена на основе плёнок Al и Cu, а металлизации обратной стороны – на основе двухслойной композиции Ni/Au общей толщиной 3 мкм [80]. Для этого была изготовлена дополнительная пластина, которая также была разбракована по методике, описанной в разделе 5.2. Во вторую группу были включены МИС с металлизацией фронтальной и обратной стороны на основе пленок Al и Cu, прошедшие оба этапа разбраковки. Две группы МИС МШУ были сформированы для независимой оценки надежности конструкции металлизации фронтальной стороны МИС без учета влияния металлизации обратной стороны.

На рисунке 5.9 представлены результаты ускоренных испытаний GaAs СВЧ МИС МШУ первой группы с металлизацией фронтальной стороны на основе пленок Al и Cu и с металлизацией обратной стороны на основе композиции Ni/Au.

В течение первых 10 ч испытаний в одной из МИС первой группы, было обнаружено резкое повышение тока потребления. Анализ показал, что причиной этого было короткое замыкание обкладок конденсатора в фильтре питания одного из каскадов усилителя. После отсечения конденсатора от линии питания ток потребления МИС вернулся к исходному значению. При этом визуальный контроль не выявил, каких либо особенностей ни в самом конденсаторе, ни в окружающей его области. Наиболее вероятной причиной произошедшего являлось наличие скрытого дефекта в пленке диэлектрика конденсатора. По-видимому, пробой был спровоцирован длительным одновременным воздействием двух факторов: повышенной температуры и приложением питающего напряжения МИС. В процессе разбраковки МИС, проводившейся по методике, описанной в разделе 5.2, несмотря на то, что температура и время термообработки были больше (200 °C 24 ч), там факторы (повышенная температура и приложенное

напряжение) действовали попеременно, а приложение напряжения было кратковременным. По-видимому, это не позволило обнаружить данный вид дефекта. Данная дефектная МИС была исключена из дальнейших испытаний.

В остальных МИС снижение коэффициента усиления за время испытаний не превышало 3 %, а изменения коэффициента шума и тока потребления МИС находились в пределах погрешности измерений.

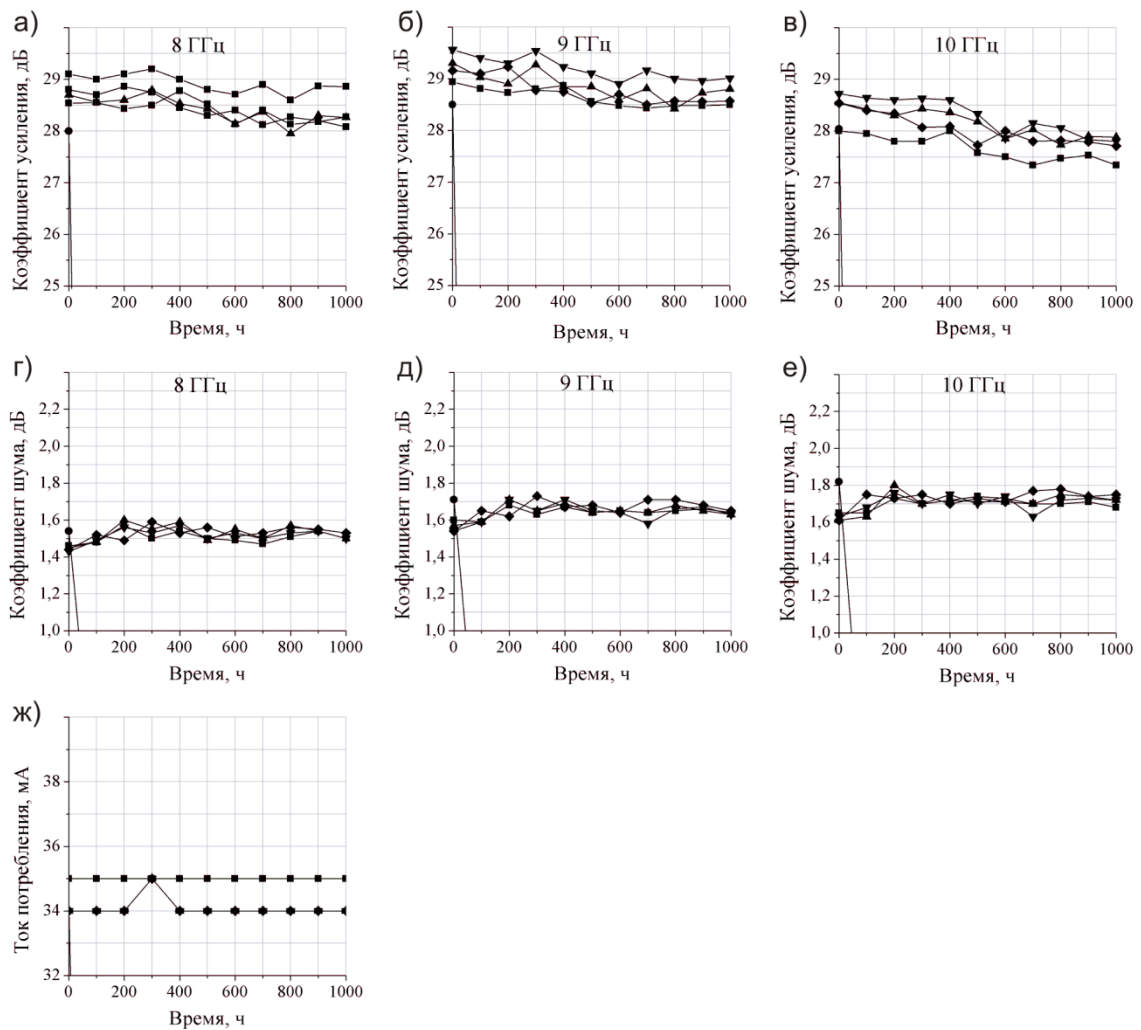


Рис. 5.9. Зависимости коэффициента усиления (а - в) и шума (г - е) на частотах 8, 9 и 10 ГГц, а также тока потребления (ж) GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией фронтальной стороны на основе пленок Al и Cu и металлизацией обратной стороны Ni/Au от времени выдержки МИС при температуре 125 °С, при одновременной подаче на МИС номинального напряжения питания 5 В

На рисунке 5.10 представлены результаты ускоренных испытаний GaAs СВЧ МИС МШУ второй группы, с металлизацией фронтальной и обратной сторон на основе пленок Al и Cu. В этой группе в течение первых суток испытаний, в одной из МИС также наблюдалось резкое повышение тока потребления. Как оказалось, это было обусловлено коротким замыканием обкладок конденсатора в фильтре питания одного из каскадов усилителя. При визуальном контроле обнаружилось изменение цвета диэлектрических слоев защиты фронтальной стороны МИС около площадки заземления, к которой был подключен конденсатор. В этом случае пробой, по-видимому, был спровоцирован повреждением диэлектрика в процессе травления сквозного отверстия в пластине GaAs и последующим осаждением атомов затравочного слоя Pd и выравнивающего слоя Ni. Однако до проведения ускоренных испытаний визуально и по электрическим параметрам данный дефект не наблюдался. В процессе ускоренных испытаний повышенная температура могла увеличить скорость электромиграции атомов по образовавшейся перемычке, что в конечном итоге снизило ее сопротивление до уровня, достаточного для возникновения теплового пробоя конденсатора.

После отсечения конденсатора от линии питания соответствующего каскада, ток потребления МИС вернулся к исходному значению 40 мА. В данном случае дефектная МИС не была исключена из дальнейших испытаний. После отсечения конденсатора коэффициент усиления МИС на 9 ГГц снизился с 28,7 до 27,9 дБ. В дальнейшем, в процессе испытаний данная МИС не проявляла каких-либо особенностей по отношению к другим МИС группы.

За время испытаний снижение коэффициента усиления МИС не превышало 2 % (для дефектной МИС, за начало отсчета выбрана точка после отсечения конденсатора). Изменения коэффициентов шума и тока потребления находились в пределах погрешности измерений. Дополнительного влияния металлизации обратной стороны МИС на основе композиции Ni/W/Cu/W на долговечность МИС, изготовленных по разработанной технологии, обнаружено не было.

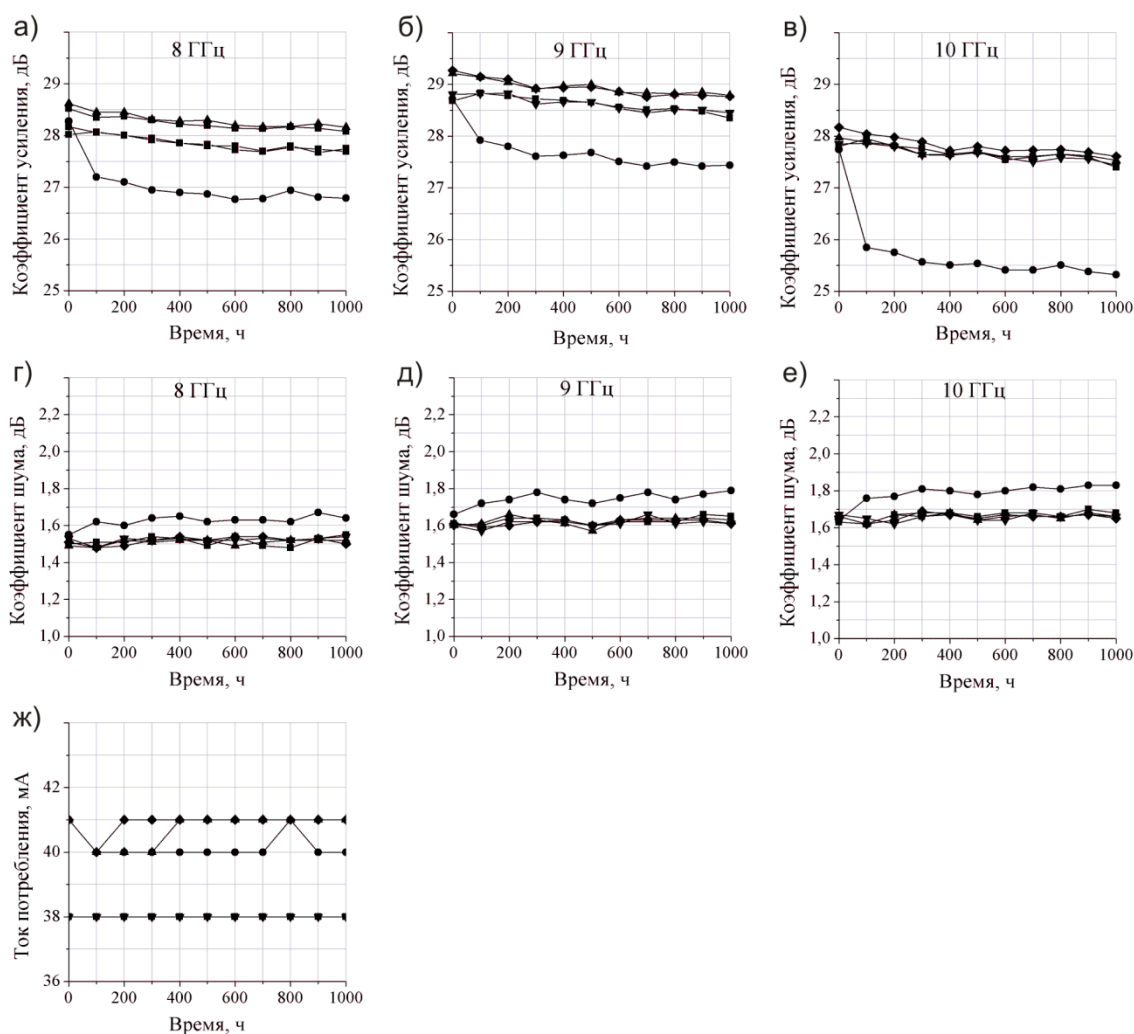


Рис. 5.10. Зависимости коэффициента усиления (*а - в*) и шума (*г - е*) на частотах 8, 9 и 10 ГГц, а также тока потребления (*ж*) GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией фронтальной и обратной сторон на основе пленок Al и Cu от времени выдержки МИС при температуре 125 °С при одновременной подаче на МИС номинального напряжения питания 5 В

Полученные результаты продемонстрировали, что при соблюдении технологических режимов GaAs СВЧ МИС МШУ с металлизацией на основе пленок Al и Cu, изготовленные по разработанной технологии, обладают долговечностью сравнимой с долговечностью МИС с традиционной металлизацией на основе Au [88].

5.5. Выводы

- 1) Сравнительные ускоренные испытания на долговечность GaAs СВЧ МИС малошумящих усилителей, изготовленных по разработанной технологии с металлизацией фронтальной стороны на основе пленок Al и Cu, в течение 1000 ч при $T = 125$ °C и $U = 5$ В показали, что МИС с металлизацией обратной стороны на основе композиций Ni/Au и Ni/W/Cu/W с выравнивающим слоем Ni в исследованных режимах имеют одинаковую долговечность.
- 2) Разработанные конструкции активных и пассивных элементов, а также технология изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, позволяют изготавливать GaAs СВЧ МИС малошумящего усилителя с электрическими параметрами и долговечностью на уровне электрических параметров и долговечности МИС с традиционной металлизацией на основе пленок Au.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В рамках диссертационной работы были разработаны конструкции активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, осуществлена их интеграция в составе МИС. Разработаны технологический маршрут и технология изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, позволяющие использовать для изготовления МИС действующие технологические линии, занятые в производстве GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Au. По разработанной технологии были изготовлены пластины GaAs с СВЧ МИС маломощного усилителя. Показано, что электрические параметры и долговечность изготовленных МИС маломощного усилителя с металлизацией на основе пленок Al и Cu находятся на уровне электрических параметров и долговечности МИС с традиционной металлизацией на основе пленок Au.

Основные результаты, полученные в процессе выполнения данной работы, сформулированы следующим образом.

- 1) Разработаны конструкции активных и пассивных элементов GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, позволяющие изготавливать термостойкие и термостабильные элементы с электрическими параметрами на уровне параметров, характерных для элементов на основе пленок Au, способные выдерживать термообработку при 250 °С в течение как минимум 24 ч без значимой деградации электрических параметров и изменения внешнего вида.
- 2) Транзистор с металлизацией затвора и омических контактов на основе композиций Ti/Al/Mo (50/400/30 нм) и Pd/Ge/Al/Mo (15/150/150/30 нм), соответственно, а также транзистор с металлизацией затвора и омических контактов на основе композиций Ti/Al/Mo 50/400/30 нм и Pd/Ni/Ge/Mo/Cu/Mo 15/10/150/50/100/50 нм, соответственно, с осаждённым поверх омического контакта слоем Si_xN_y толщиной 250 нм, характеризуются высокой термостойкостью и термостабильностью параметров, и способны

выдерживать термообработку при 250 °С в течение как минимум 24 ч без значимой деградации электрических параметров и изменения внешнего вида.

- 3) Металлизация Т-образных затворов транзисторов на основе композиции Ti/Mo/Cu/Mo (50/30/350/30 нм) с планарными слоями диффузионных барьеров на основе Mo характеризуется низкой термостойкостью, проявляющейся в диффузии Cu по торцам металлизации в нижележащие слои и приводящей к деградации параметров транзисторов уже после термообработки при температуре 150 °С в течение одного часа, а при повышении температуры обработки, начиная уже с 200 °С – к деформации затворной металлизации.
- 4) Формирование планарных и торцевых слоев диффузионных барьеров на основе пленок W, Ta, Mo и/или WN_x позволяет повысить термостойкость межэлементной металлизации на основе пленки Cu, в сравнении с металлизацией имеющей только планарные слои диффузионных барьеров.
- 5) Упаковка межэлементной металлизации на основе Cu в слои Si_xN_y позволяет повысить ее термостойкость и термостабильность, при этом наилучшие результаты достигаются с использованием в составе металлизации одновременно как планарных, так и торцевых диффузионных барьеров на основе пленок W, Ta, Mo и/или WN_x , что позволяет формировать межэлементную металлизацию, изменение удельного сопротивления которой после термообработки в режиме 250 °С в течение 24 ч не превышает 3 %.
- 6) Формирование верхних слоёв металлизации контактных площадок МИС на основе композиции Ti/Pt/Au (толщина слоя Au 400 нм) поверх слоя Cu, входящего в состав межэлементной металлизации, позволяет выполнять проволочный монтаж кристаллов МИС золотой проволокой с высокой прочностью сварных соединений.
- 7) Формирование методом химического осаждения дополнительного выравнивающего слоя Ni, реализуемого перед осаждением слоя

диффузионного барьера, позволяет улучшить сплошность пленки диффузионного барьера на боковых стенках сквозных отверстий в пластине GaAs, а также повысить термостойкость и термостабильность металлизации обратной стороны пластины GaAs на основе Cu по отношению к металлизации без выравнивающего слоя Ni.

- 8) Разработанная методика формирования трехслойной резистивной маски для T-образных затворов транзисторов методами UV- и электронно-лучевой литографии, позволяет сократить время создания резистивной маски, улучшить планарность затворных шин, а также упростить совмещение рисунков затворов и стоков/истоков транзисторов в процессе электронно-лучевой литографии при низкой контрастности знаков совмещения.
- 9) Оптимизация профиля знаков совмещения на основе металлизации омических контактов Pd/Ge/Al/Mo для электронно-лучевой литографии с использованием детектора вторичных электронов по Эверхарту и Торнли, позволяет за счет «краевого» эффекта улучшить топографическую составляющую контраста знаков совмещения, а увеличение толщины слоя Mo до 100 нм повысить контрастность металлизации знаков, за счет увеличения фазовой составляющей контраста.
- 10) Соотношение толщин нижнего слоя двухслойной резистивной маски и слоев осаждаемой металлизации, равное 2 : 1, при формировании межэлементной металлизации методом обратной литографии, является достаточным для формирования методом магнетронного осаждения сплошной пленки диффузионного барьера на торцах Cu проводника, напыленного методом термического осаждения в вакууме.
- 11) Ультразвуковая обработка резистивной маски с осажденной по ней межэлементной металлизацией на основе пленки Cu с планарными и торцевыми диффузионными барьерами, формируемыми методом магнетронного осаждения, проводимая перед удалением резистивной маски в водном растворе MF319 в диапазоне концентраций раствора от 1 : 1 до 1 : 10, позволяет эффективно удалять «вуали» по периметру элементов

металлизации, образованные паразитным осаждением материалов диффузионных барьеров на вертикальные стенки резистивной маски, что обеспечивает формирование элементов межсоединений с ровными краями.

- 12) Электрохимическое осаждение пленки Cu из электролита $\text{CuSO}_4 : \text{H}_2\text{SO}_4 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 : 70 : 10 г/л) в реверсном режиме при равных плотностях токов осаждения/травления $0,3 \text{ мА/мм}^2$, частоте реверса 0,1 Гц и соотношении длительностей полупериодов осаждения/травления 7 : 3, позволяет сформировать пленку Cu, характеризующуюся гладкой морфологией поверхности и низким удельным сопротивлением на уровне $0,018 \text{ мкОм}\cdot\text{м}$.
- 13) Разработанные конструкции активных и пассивных элементов, технологический маршрут и технологические операции изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, позволяют организовать серийный выпуск МИС на действующих технологических линиях, занятых в производстве GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Au.
- 14) Сравнительные ускоренные испытания на долговечность GaAs СВЧ МИС малошумящих усилителей, изготовленных по разработанной технологии с металлизацией фронтальной стороны на основе пленок Al и Cu, в течение 1000 ч при $T = 125 \text{ }^\circ\text{C}$ и $U = 5 \text{ В}$ показали, что МИС с металлизацией обратной стороны на основе композиций Ni/Au и Ni/W/Cu/W с выравнивающим слоем Ni в исследованных режимах имеют одинаковую долговечность.
- 15) Разработанные конструкции активных и пассивных элементов, а также технология изготовления GaAs СВЧ МИС с металлизацией на основе пленок Al и Cu, позволяют изготавливать GaAs СВЧ МИС малошумящего усилителя с электрическими параметрами и долговечностью на уровне электрических параметров и долговечности МИС с традиционной металлизацией на основе пленок Au.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1) Tiku S. III-V integrated circuit fabrication technology / S. Tiku, D. Biswas. – Boca Raton: CRC Press Taylor&Fancis Group, 2016. – 550 p.
- 2) Baca A. G. A survey of ohmic contacts to III-V compound semiconductors / A. G. Baca, F. Ren, J. C. Zolper, R.D. Briggs, S. J. Pearton // Thin Solid Films. – 1997. – Vol. 308-309. – P. 599–606.
- 3) Murakami M. Ohmic contact metallization for *n*-type GaAs / M. Murakami, T. Oku, F. Otsuki, C. J. Uchibori // MRS Proceeding. – 1994. – Vol. 337. – P. 263–274.
- 4) Бланк Т. В. Механизмы протекания тока в омических контактах металл-полупроводник / Т. В. Бланк, Ю. А. Гольдберг // Физика и техника полупроводников. – 2007. – Т. 41. – Вып. 11. – С. 1281–1308.
- 5) Heiblum M. Characteristics of AuGeNi ohmic contacts to GaAs / M. Heiblum, M. I. Nathan, C. A. Chang // Solid State Electronics. – 1982. – Vol. 25. – no. 3. – P. 185–195.
- 6) Karbownik P. Low resistance ohmic contacts to *n*-GaAs for application in GaAs/AlGaAs quantum cascade lasers / P. Karbownik, A. Baranska, A. Szerling, W. Macherzynski, E. Papis, K. Kosiel, et al. // Optica Applicata. – 2009. – Vol. XXXIX. – no. 4. – P. 654–661.
- 7) Lin H. C. Optimization of AuGe-Ni-Au ohmic contacts for GaAs MOSFETs / H. C. Lin, S. Senanayake, K. Y. Cheng, M. Hong, J. R. Kwo, B. Yang, J. P. Mannaerts // IEEE Transactions on Electron Devices. – 2003. – Vol. 50. – no. 4. – P. 880–885.
- 8) Sanada T. Ohmic contact to *p*-GaAs with Au/Zn/Au structure / T. Sanada, O. Wada // Jpn. J. Appl. Phys. – 1980. – Vol. 19. – no. 8. – P. L491–L494.
- 9) Lothian J. R. Ti/Pt/Au Schottky contacts on HEMTs / J. R. Lothian, F. Ren, J. M. Kuo, J. S. Weiner, Y. K. Chen. // Solid State Electron. – 1997. – Vol. 41. – no. 5. – P. 673–675.

- 10) Sehgal B. K. Analysis of electrical properties of Ti/Pt/Au schottky contacts on (n)GaAs formed by electron beam deposition and RF sputtering / B. K. Sehgal, V. R. Balakrishnan, R. Gulati, S. P. Tewari // J. of semiconductor Technology and science. – 2003. – Vol. 3. – no. 1. – P. [1–12].
- 11) Baca A. G. Fabrication of GaAs devices / A. G. Baca, C. I. H. Ashby. – Bodmin: MPG Books Limited, 2005. – 351 p.
- 12) Donzelli G. Degradation mechanism of Ti/Au and Ti/Pd/Au gate metallizations in GaAs MESFET's / G. Donzelli, A. Paccagnella // IEEE Transactions on Electron Devices. –1987. – Vol. 34. – No. 5. – pp. 957–960.
- 13) Chiu H. C. High thermal stability AlGaAs/InGaAs enhancement-mode pHEMT using palladium-gate technology / H. C. Chiu, C. W. Yang, C. H. Chen, C. K. Lin, J. S. Fu, H. Y. Tu, S. F. Tang // Microelectronics Reliability. – 2010. – Vol. 50. – no. 6. – P. 847–850.
- 14) Dilley J. W. L. A manufacturable multi-level interconnect process using two layers of 4.5 μm -thick plated gold / J. W. L. Dilley, S. K. Hall // CS MANTECH Conference. – 2000. – P. [1–3].
- 15) Yota J. Photodefinable polybenzoxazole interlevel dielectric for GaAs HBT applications / J. Yota, H. Ly, D. Barone, M. Sun, R. Ramanathan // CS MANTECH Conference. – 2008. – P. [1–4].
- 16) Naik A. A. Air-bridge interconnection technology for GaAs MMICs / A. A. Naik, H. S. Sharma, S. Prabhakar, B. K. Sehgal, R. Gulati, et al. // Physics of semiconductor devices. – 2001. – Vol. 2. – P. 894–897.
- 17) Clausen M. C. Advanced manufacturing techniques for next generation power FET technology / M. C. Clausen, J. McMonagle // 13th GAAS Symposium. – 2005. – P. 429–432.
- 18) Singh J. K. Air bridge and via hole technology for GaAs based microwave devices / J.K. Singh, O.P. Daga, H.S. Kothari, B.R. Singh, W.S. Khokle // Microelectronics Journal. – 1988. – Vol. 19. – no. 5. – P. 23–27.

- 19) Chang C. Y. GaAs high-speed devices: physics, technology, and circuit applications / C. Y. Chang, F. Kai. – New York et al.: John Wiley & Sons, Inc, 1994. – 613 p.
- 20) Knoedler H. Cross-functional optimization of backside metal adhesion to GaAs / H. Knoedler, A. Aleman, E. Babcock, P. Bal, S. Canale, B. Darley, N. Ebrahimi, et al. // CS MANTECH Conference. – 2005. – P. [1–4].
- 21) ITRS 2011 edition Interconnect [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://www.dropbox.com/sh/r51qrus06k6ehrc/AACQYSRnTdLGUCDZFhB6_iXua/2011Chapters?dl=0&preview=2011Interconnect.pdf, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 22) Hall R. N. Diffusion and solubility of copper in extrinsic and intrinsic germanium, silicon, and gallium arsenide / R. N. Hall, J. H. Racette // J. Appl. Phys. – 1964. – Vol. 35. – P. 379–398.
- 23) Istratov A. A. Diffusion, solubility and gettering of copper in silicon / A. A. Istratov, C. Flink, S. A. McHugo, E. R. Weber // Material Science and Engineering: B. – 2000. – Vol. 72. – no. 2-3. – P. 99–104.
- 24) Celebi Y. G. Copper diffusion in silicon. Dissertation. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ttu-ir.tdl.org/ttu-ir/bitstream/handle/2346/12163/31295013268452.pdf?sequence=1>, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 25) Cao B. Atomic diffusion in annealed Cu/SiO₂/Si (100) system prepared by magnetron sputtering / B. Cao, Y. H. Jia, G. P. Li, X. M. Chen // Chin. Phys. B. – 2010. – Vol. 19. – no. 2. – P. 026601(4).
- 26) Puthen Thermadam S. Influence of Cu diffusion conditions on the switching of Cu–SiO₂-based resistive memory devices / S. Puthen Thermadam, S. K. Bhagat, T. L. Alford, Y. Sakaguchi, M. N. Kozicki, M. Mitkova // Thin Solid Films. – 2010. – Vol. 518. – P. 3293–3298.
- 27) Holloway K. Tantalum as a diffusion barrier between copper and silicon: Failure mechanism and effect of nitrogen additions / K. Holloway, P. M. Fryer, C. Cabral

- Jr., J. M. E. Harper, P. J. Bailey, K. H. Kelleher // J. Appl. Phys. – 1992. – Vol. 71. – P. 5433–5445.
- 28) Oku T. Diffusion barrier property of TaN between Si and Cu / T. Oku, E. Kawakami, M. Uekubo, K. Takahiro, S. Yamaguchi, M. Muracami // Applied Surface Science. – 1996. – Vol. 99. – no. 4. – P. 265–272.
- 29) Bystrova S. Diffusion barriers for Cu metallization in Si integrated circuits: deposition and related thin film properties. Dissertation. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.469.7152&rep=rep1&type=pdf>, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 30) Lee C. The evolution of diffusion barriers in copper metallization / C. Lee, Y. L. Kuo // The journal of Minerals, Metals & Materials Society. – 2007. – Vol. 59. – no. 1. – P. 44–49.
- 31) Elers K. E. Copper diffusion barrier deposition on integrated circuit devices by atomic layer deposition technique Dissertation. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://helda.helsinki.fi/bitstream/handle/10138/21146/copperdi.pdf?...1>, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 32) Liliental-Weber Z. New Al-Ni-Ge contacts on GaAs; their structure and electrical properties / Z. Liliental-Weber, J. Washburn, C. Musgrave, E. R. Weber, R. Zuleeg, W. V. Lamper, T. W. Haas // MRS Proceeding. – 1988. – Vol. 126. – P. 295–302.
- 33) Zuleeg R. Al-Ge ohmic contacts to n-type GaAs / R. Zuleeg, P. E. Friebertshauer, J. M. Stephens, S. H. Watanabe // IEEE El. Dev. Lett. – 1986. – Vol. 7. – no. 6. – P. 603–604.
- 34) Hansen M. Constitution of binary alloys / M. Hansen, K. Anderko. – 2nd edition. – New York: McGraw-Hill, 1958. – 1305 p.
- 35) Aboelfotoh M. O. Novel low-resistance ohmic contact to n-type GaAs using Cu₃Ge / M. O. Aboelfotoh, C. L. Lin, J. M. Woodall // Appl. Phys. Lett. – 1994. – Vol. 65. – no. 25. – P. 3245–3247.

- 36) Oktyabrsky S. Microstructure and chemistry of Cu-Ge ohmic contact layers to GaAs / S. Oktyabrsky, M. O. Aboelfotoh, J. Narayan // Journal of Electronic Materials. – 1996. – Vol. 25. – no. 11. – P. 1673–1683.
- 37) Aboelfotoh M. O. Electrical and microstructural characteristics of Ge/Cu ohmic contacts to *n*-type GaAs / M. O. Aboelfotoh, S. Oktyabrsky, J. Narayan, J.M. Woodall. // J. Mater. Res. – 1997. – Vol. 12. – no. 9. – P. 2325–2331.
- 38) Aboelfotoh M. O. Ohmic contact to *p*-type GaAs using Cu₃Ge / M. O. Aboelfotoh, M. A. Borek, J. Narayan // Appl. Phys. Lett. – 1999. – Vol. 75. – no. 25. – P. 3953–3955.
- 39) Chen K. S. A Cu-based alloyed Ohmic contact system on *n*-type GaAs / K. S. Chen, E.Y. Chang, C. C. Lin, C. S. Lee, W. C. Huang // Appl. Phys. Lett. – 2007. – Vol. 91. – no. 23. – P. 233511.
- 40) Sahoo K. C. Novel Cu/Cr/Ge/Pd ohmic contacts on highly doped *n*-GaAs / K. C. Sahoo, C. W. Chang, Y. Y. Wong, T. L. Hsien, E. Y. Chang, C. T. Lee // Journal of Electronic Materials. – 2008. – Vol. 37. – no. 6. – P. 901–904.
- 41) Chang C. W. New Cu/Mo/Ge/Pd ohmic contacts on highly doped *n*-GaAs for InGaP/GaAs heterojunction bipolar transistors / C. W. Chang, T. L. Hsien, E. Y. Chang // Jpn. J. Appl. Phys. – 2006. – Vol. 45. – no. 12. – P. 9029–9032.
- 42) Chang S. W. A gold free fully copper metalized InGaP/GaAs HBT / S. W. Chang, E. Y. Chang, K. S. Chen, T. L. Hsien, C. W. Tseng // 12th GAAS Symposium. – 2004. – P. 299–301.
- 43) Lanzieri C. 0.2 μm pseudomorphic HEMT technology by conventional optical lithography / C. Lanzieri, M. Peroni, A. Bosacchi, S. Franchi, A. Cetronio // 20th Int Symp GaAs and Related Compounds. – 1993. – Vol. 136. – P. 479–484.
- 44) Kuragaki T. The study on the Pt barrier effect in Al/Pt/Ti/*n*-GaAs / T. Kuragaki, R. Hattori, K. Yajima, K. Sato, H. Takano, M. Otsubo, S. Mitsui // MRS Proceeding. – 1992. – Vol. 281. – P. 689–695.
- 45) Lee C. S. Use of Ti/W/Cu, Ti/Co/Cu and Ti/Mo/Cu multi-layer metals as schottky metals for GaAs schottky diodes / C. S. Lee, E. Y. Chang, J. J. He // ECS Proceeding. – 2002. – Vol. 2002. – no. 3. – P. 317–321.

- 46) Chang H. C. Study of Ti/W/Cu, Ti/Co/Cu and Ti/Mo/Cu multilayer structures as schottky metals for GaAs diodes / H. C. Chang, C. S. Lee, S. H. Chen, E. Y. Chang, J. Z. He // *Journal of Electronic Materials*. – 2004. – Vol. 33. – no. 7. – P. L15–L17.
- 47) Chang C. W. InAlAs/InGaAs metamorphic high electron mobility transistor with Cu/Pt/Ti gate and Cu airbridges / C. W. Chang, P. C. Chen, H. M. Lee, S. H. Chen, K. C. Sahoo, E. Y. Chang, M. W. Liang, T. E. Hsieh // *Jpn. J. Appl. Phys.* – 2007. – Vol. 46. – no. 5A. – P. 2848–2851.
- 48) Wang S. P. A Cu metalized power InGaP/GaAs heterojunction bipolar transistor with Pd/Ge/Cu alloyed ohmic contact / S. P. Wang, Y. C. Lin, Y. L. Tseng, K. S. Chen, J. C. Huang, E. Y. Chang // *CS MANTECH Conference*. – 2009. – P. [1–4].
- 49) Chu L. H. Copper airbridged low noise GaAs pHEMT with WN_x as the diffusion barrier / L. H. Chu, H. C. Chang, E. Y. Chang, Y. C. Lien // *CS MANTECH Conference*. – 2004. – P. [1–4].
- 50) Lee C. S. Copper-airbridged low-noise GaAs pHEMT with Ti/ WN_x /Ti diffusion barrier for high-frequency applications / C. S. Lee, Y. C. Lien, E. Y. Chang, H. C. Chang, S. H. Chen, C. T. Lee, L. H. Chu, S. W. Chang, Y. C. Hsien // *IEEE Transactions on Electron Devices*. – 2006. – Vol. 53. – no. 8. – P. 1753–1758.
- 51) Cheng K. Copper interconnect on GaAs pHEMT by evaporation process / K. Cheng // *CS MANTECH Conference*. – 2009. – P. [1–5].
- 52) Wu Y.C. SPDT GaAs switches with copper metalized interconnects / Y. C. Wu, E. Y. Chang, Y. C. Lin, H. T. Hsu, S. H. Chen, W. C. Wu, L. H. Chu, C. Y. Chang // *IEEE Microwave and Wireless Components Letters*. – 2007. – Vol. 17. – no. 2. – P. 133–135.
- 53) Patent US 2013/0221528 A1, Int. Cl. H01L 23/532, H01L 21/768. Devices and methods related to a sputtered titanium tungsten layer formed over a copper interconnect stack structure / Cheng K. (US). – Appl. No 13/774,988; filed 02.22.2013; pub. date 08.29.2013.

- 54) Patent US 2013/0228924 A1, Int. Cl. H01L 23/532, H01L 21/768. Copper interconnects having a titanium-platinum-titanium assembly between copper and compound semiconductor / Cheng K. (US). – Appl. No 13/774,228; filed 02.22.2013; pub. date 09.05.2013.
- 55) Patent US 2013/0234333 A1, Int. Cl. H01L 23/532, H01L 21/768. Copper interconnects having a titanium-titanium nitride assembly between copper and compound semiconductor / Cheng K. (US). – Appl. No 13/774,421; filed 02.22.2013; pub. date 09.12.2013.
- 56) Patent US 2013/0207266 A1, Int. Cl. H01L 23/535. Copper interconnects for III-V compound semiconductor devices / Hua C. H. (US), Chu W. (US) – Appl. No 13/533,303; filed 06.26.2012; pub. date 08.15.2013.
- 57) Chen C. Y. The performance of GaAs power MESFET's using backside copper metallization / C. Y. Chen, L. Chang, E. Y. Chang, S. H. Chen, Y. C. Lin // Solid-State Electronics. – 2002. – Vol. 46. – P. 2085–2088.
- 58) Chen C. Y. backside copper metallization of GaAs MESFETs using TaN as the diffusion Barrier / C. Y. Chen, E. Y. Chang, L. Chang, S. H. Chen // IEEE Transactions on Electron Devices. – 2001. – Vol. 48. – no. 6. – P. 1033–1036.
- 59) Tsunami D. Palladium diffusion barrier grown by electroplating for backside Cu metallization of GaAs devices / D. Tsunami, K. Nishizawa, T. Oka, T. Shiga, T. Oku, M. Takemi // CS MANTECH Conference. – 2013. – P. 233–236.
- 60) Santos P. Improved availability for copper plating tools / P. Santos, J. Riege // CS MANTECH Conference. – 2014. – P. 135–138.
- 61) Riege J. a mathematical model to determine the impact of through-wafer-vias in backside plating thickness // CS MANTECH Conference. – 2014. – P. 127–130.
- 62) Patent US 7,923,842 B2, Int. Cl. H01L 23/48. GaAs integrated circuit device and method of attaching same / Shen H. (US), Ramanathan R. (US), Luo Q. (US), Warren R. W (US), Abdali U. K (US). – Appl. No 11/377,690; filed 03.16.2006; pub. date 04.12.2011.

- 63) Patent US 2012/0153477 A1, Int. Cl. H01L 23/532, H01L 21/768. Method for metal plating and related devices / Shen H. (US). – Appl. No 12/972,119; filed 12.17.2010; pub. date 06.21.2012.
- 64) Patent US 2013/0249095 A1, Int. Cl. H01L 23/48, H01L 21/50. Gallium arsenide devices with copper backside for direct die solder attach / Shen H. (US). – Appl. No 13/429,725; filed 03.26.2012; pub. date 09.26.2013.
- 65) Patent US 2013/0277845 A1, Int. Cl. H01L 23/48, H01L 21/283. Structure of backside copper metallization for semiconductor devices and a fabrication method thereof / Chen J. (TW), Hua C. H. (TW), Chu W. (TW). – Appl. No 13/555,793; filed 06.23.2012; pub. date 10.24.2013.
- 66) Patent US 2014/0097515 A1, Int. Cl. H01L 27/06. Compound semiconductor integrated circuit with three-dimensionally formed components / Takatani S. (TW). – Appl. No 14/103,918; filed 12.12.2013; pub. date 04.10.2014.
- 67) Patent US 2014/0054608 A1, Int. Cl. H01L 29/20, H01L 29/737, H01L 29/16. Compound semiconductor integrated circuit / Takatani S. (TW), Hsiao H. F. (TW), Wu Y. K. (TW). – Appl. No 13/594,557; filed 08.24.2012; pub. date 02.27.2014.
- 68) Hsu J. H. An integration of on-chip high-Q inductors by Cu redistribution layer (RDL) with bumping for InGaP/GaAs HBT MMIC / J. H. Hsu, S. H. Tsai, S. W. Chen, K. Wu, C. K. Lin, D. Williams, Y. C. Wang // CS MANTECH Conference. – 2015. – P. 247–249.
- 69) Hsiao T. Manufacturing of Cu-pillar bump for III-V MMIC thermal management / T. Hsiao, G. Chen, S. Chou, H. Liao // CS MANTECH Conference. – 2012. – P. [1–4].
- 70) Chang H. C. device characteristic analysis of GaAs/InGaP HBT power cells using conventional through wafer via process and copper pillar bump process // H. C. Chang, S. H. Tsai, C. K. Lin, T. Hsiao, S. Chou, J. Y. Chen, P. H. Wang, D. Williams // CS MANTECH Conference. – 2013. – P. 153–156.
- 71) Wong Y. Y. Low resistance copper-based ohmic contact for AlGaN/GaN high electron mobility transistors / Y. Y. Wong, Y. K. Chen, J. S. Maa, H. W. Yu, Y.

- Y. Tu, C. F. Dee, C. C. Yap, E. Y. Chang // *Appl. Phys. Lett.* – 2013. – Vol. 103. – no. 15. – P. 152104(4).
- 72) Wong Y. Y. Ti/Al/Ni/Cu ohmic contacts with low contact resistance and smooth surface morphology for AlGaIn/GaN HEMT / Y. Y. Wong, Y. K. Chen, J. S. Maa, H. W. Yu, Y. Y. Tu, C. F. Dee, C. C. Yap, E. Y. Chang // *ECS Transactions.* – 2014. – Vol. 61. – no. 4. – P. 329–336.
- 73) Alomari M. Au free ohmic contacts for high temperature InAlN/GaN HEMT's / M. Alomari, D. Maier, J. F. Carlin, N. Grandjean, M. A. Diforte-Poisson, S. Delage, E. Kohn. // *ECS Transactions.* – 2009. – Vol. 25. – no. 12. – P. 33–36.
- 74) Lin Y. C. Evaluation of TiN/Cu gate metal scheme for AlGaIn/GaN high electron mobility transistors applications / Y. C. Lin, T. Y. Kuo, Y. L. Chuang, E. Y. Chang // *Applied Physics Express.* – 2013. – Vol. 6. – P. 091003(4).
- 75) Lin Y. C. Ti/Pt/Ti/Cu-Metalized interconnects for GaN high electron mobility transistors on Si substrate / Y. C. Lin, T. Y. Kuo, Y. L. Chuang, E. Y. Chang // *Applied Physics Express.* – 2012. – Vol. 5. – P. 066503(3).
- 76) Lin C. W. A Gold-free fully copper metalized AlGaIn/GaN power HEMTs on Si substrate // C. W. Lin, H. C. Chiu, J. S. Fu // *CS MANTECH Conference.* – 2012. – P. [1–4].
- 77) Детекторы сканирующего электронного микроскопа [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://tescan.ru/products/sem-detectors/>, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 78) Ерофеев Е. В. Разработка GaAs СВЧ-транзисторов с металлизацией на основе пленок Al и Cu / Е. В. Ерофеев, А. И. Казимиров // *Доклады ТУСУРа.* – 2012. – Т. 26. – вып. 2. – ч. 1. – С. 47–52.
- 79) Erofeev E. V. A Gold Free Aluminum Metalized GaAs PHEMT With Copper Based Air Bridges and Backside / E. V. Erofeev, V. S. Arykov, E. V. Anishchenko, V. A. Kagadei, S. V. Ishutkin, A. I. Kazimirov // *IEEE Journal of the Electron Devices Society.* – 2013. – Vol. 1. – no. 12. – P. 191–195.
- 80) Ишуткин С. В. Конструктивно-технологические особенности изготовления СВЧ GaAs монолитной интегральной схемы малошумящего усилителя с

- медной металлизацией лицевой стороны / С. В. Ишуткин, В. А. Кагадей, Е. В. Ерофеев, Е. В. Анищенко, В. С. Арыков // Микроэлектроника. – 2015. – Т. 44. – вып. 6. – С. 428–436.
- 81) Lai J. T. Pd/Ge ohmic contacts to n-type GaAs formed by rapid thermal annealing / J. T. Lai, J. Y. M. Lee // Appl. Phys. Lett. – 1994. – Vol. 63. – no. 2. – P. 229–232.
- 82) Radulescu F. Microstructure evolution study of Pd-Ge ohmic contact formation on GaAs / F. Radulescu, M. McCarthy // J. Appl. Phys. – 1999. – Vol. 86. – no. 2. – P. 995–999.
- 83) Christou A. Semiconductor device reliability / A. Christou, B. A. Unger. – Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1989. – 574 p.
- 84) Christou A. GaAs MMIC reliability: high temperature behavior // A. Christou, W. M. Webb. – Maryland: The Center for Risk and Reliability, 2006. – 248 p.
- 85) Riches S. T. Wire bonding to GaAs electronic devices / S. T. Riches, G. L. White // Microelectronics International. – 1987. – Vol. 4. – no. 3. – P. 75–79.
- 86) Wire bonding [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.integratedhybridassembly.com/wire-bonding/>, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 87) Cupido L. Wire bonding (for microwave and millimeter-wave, on a low budget) [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.qsl.net/ct1dmk/wire_bonding.pdf, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 88) Арыков В. С. Технология мелкосерийного производства GaAs СВЧ монолитных интегральных схем [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.micran.ru/sites/micran_ru/data/UserFile/File/Media/Arikov_present.pdf, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 89) Jansen P. Submicron pseudomorphic HEMT's using non-alloyed ohmic contacts with contrast enhancement / P. Jansen, W. De Raedt, M. Van Hove, R. Jonckheere, R. Pereira, M. Van Rossum // MRS Proceedings. – 1990. – Vol. 1814. – P. 411–417.

- 90) PMMA and Copolymer. Datasheet [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://microchem.com/pdf/PMMA_Data_Sheet.pdf, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 91) Everhart T. E. Wide-band detector for micro-microampere low-energy electron currents / T. E. Everhart, R. F. M. Thornley // Journal of Scientific Instruments. – 1960. – Vol. 37. – no. 7. – P. 246–248.
- 92) Brief introduction to scanning electron microscopy (SEM) [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://cfamm.ucr.edu/documents/sem-intro.pdf>, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 93) Image Formation and interpretation [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.iitk.ac.in/meesa/SEM/tutorial/SEM_TGP.pdf, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 94) A Guide to scanning microscope observation [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.jeol.co.jp/en/applications/pdf/sm/844_en.pdf, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 95) Hafner B. Scanning electron microscopy primer [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.charfac.umn.edu/sem_primer.pdf, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 96) LOR and PMGI resists. Datasheet [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://microchem.com/pdf/PMGI-Resists-data-sheetV-rhcredit-102206.pdf>, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 97) MF 319 Developer. Datasheet [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www3.imperial.ac.uk/pls/portallive/docs/1/31621698.PDF>, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 98) PMMA and Copolymer developer. Datasheet [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://microchem.com/pdf/pmma.pdf>, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 99) Lysenko I. The use of TCAD in technology simulation for increasing the efficiency of semiconductor manufacturing / I. Lysenko, D. Zykov, S. Ishutkin,

- R. Meshcheryakov // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1772. – P. 060012(7).
- 100) AZ 1500 Series. Datasheet [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.microchemicals.com/micro/az_1500_series.pdf, свободный (дата обращения 12.10.16).
- 101) Schlesinger M. Modern electroplating / M. Schlesinger, M. Paunovic. – 5th edition. – Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2010. – 730 p.
- 102) Bryce C. Kinetics of the dissolution of copper in iron(III) chloride solutions / C. Bryce, D. Berk // Ind. Eng. Chem. Res. – 1995. – Vol. 34. – no. 4. – P. 1412–1418.
- 103) Кондратенко А. В. GaAs МИС малошумящего усилителя X-диапазона. / А. В. Кондратенко, А. А. Баров, В. С. Арыков // [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.micran.ru/sites/micran_ru/data/UserFile/File/Publ/2012/MMIC_GaAs_of_LNA_at_X-band.pdf, свободный (дата обращения 12.10.16).