

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

PHYSICAL CHARACTERISTICS AND THEIR STUDY

Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники. 2018. Т. 21, № 3. С. 182—193.
DOI: 10.17073/1609-3577-2018-3-182-193

УДК 621.31.592

Влияние технологических факторов на характеристики омических контактов мощных AlGaN/GaN/SiC-HEMT

© 2018 г. К. Л. Енишерлова[§], Б. К. Медведев, Э. М. Темпер, В. И. Корнеев

АО «НПП «Пульсар»,
Окружной проезд, д. 27, Москва, 105187, Россия

Аннотация. Рассмотрено влияние микрорельефа, дислокационной структуры и других дефектов эпитаксиальных слоев в областях истока и стока нитридных транзисторов с высокой подвижностью электронов (HEMT) на параметры формируемых омических контактов. Исследования проведены непосредственно на кристаллах мощных СВЧ-транзисторов, изготовленных на гетероструктурах GaN/AlGaN/GaN/SiC. Омические вжигаемые контакты сформированы с использованием композиций Ti—Al—Mo—Au и Ti—Al—Ni—Au. Для оценки структурных особенностей контактных областей исследован микрорельеф поверхности на границе раздела «вжигаемый контакт/AlGaN» и сформированные на ней дефекты. Установлено, что сопротивление областей исток и сток в значительной мере определяются микроструктурой поверхности на границе. Экспериментально показано формирование проводящего слоя в AlGaN под вжигаемым омическим контактом. Продемонстрирована возможность образования нового вида структурных дефектов с высоким аспектным отношением в контактных и активных областях приборов при формировании омических вжигаемых контактов. Показано, что появление высоких плотностей такого рода дефектов приводит к увеличению токов утечки приборов.

Ключевые слова: гетероструктура, СВЧ-транзистор, HEMT, вжигаемый омический контакт, микрорельеф, ток утечки, удельное сопротивление

Введение

Для реализации полного потенциала высоких значений электрофизических параметров широкозонных нитридных гетероструктур в характеристиках СВЧ-HEMT (HEMT — транзистор с высокой подвижностью электронов, полевой транзистор), изготовленных на их основе, крайне важно наличие технологии получения воспроизводимых омических контактов с низким удельным сопротивлением. При формировании омических контактов на гетероструктурах AlGaN/GaN чаще всего используют металлические композиции на основе Ti/Al, подвергнутые кратковременной термической обработке

при $T = 800\text{--}900$ °C [1]. В результате анализа технологического цикла предложен механизм формирования контактов [1—6]. Детально исследован процесс перераспределения металлов и образования интерметаллических фаз в области контакта в процессе нагрева [7, 8]. Значение удельного сопротивления, как правило, измеряется на специальных тестах методом TLM (*transmission line method*) [9].

Дальнейшее уменьшение сопротивления контактных областей (порядка 0,1 Ом/мм) достигается за счет использования современной прогрессивной технологии с невжигаемыми омическими контактами, основанной на процессе эпитаксиального доращивания контактного n^+ -GaN-слоя с последующим вскрытием активных областей прибора [2]. Тем не менее, в настоящее время технология вжигаемых металлических контактов, позволяет получить значения удельного сопротивления на уровне $\rho = 10^{-6}\text{--}10^{-7}$ Ом/см². Этот процесс используют в промышленном масштабе при изготовлении мощ-

Енишерлова Кира Львовна[§] — доктор техн. наук, начальник лаборатории, e-mail: Enisherlova@pulsarmp.ru; Медведев Борис Константинович — старший научный сотрудник; Темпер Элла Моисеевна — старший научный сотрудник, Корнеев Вячеслав Игоревич — инженер

[§] Автор для переписки

ных СВЧ нитридных транзисторов сантиметрового диапазона (3—20 ГГц) [1, 7].

Помимо требований низкого омического сопротивления, контактные области должны быть химически и термически стабильны и иметь микро-рельеф, не мешающий формированию проволочного соединения. Однако на данном этапе развития производства нитридных приборов устойчивость технологии от процесса к процессу не всегда реализуется. Это приводит к уменьшению процента выхода годных кристаллов, их деградации в процессе работы и, как следствие, к уменьшению срока службы транзисторов.

Кроме того, на готовых приборах практически невозможно измерить реальные значения удельного сопротивления контактных областей, в частности областей истока и стока, поскольку результаты измерений даже на встроенных тестах методом TLM не всегда соответствуют данным для готового прибора.

Цель работы — исследование влияния микро-рельефа, дислокационной структуры и других дефектов в эпитаксиальных слоях областей истока и стока нитридных НЕМТ на параметры формируемых омических контактов.

Для ограничения явления рассеяния и увеличения подвижности электронов в 2D-канале используют гетероструктуры с нелегированным слоем AlGaIn (как правило, с верхним слоем GaN толщиной 1,5—2,0 нм). Для формирования омических контактов к этому слою обычно используют модификации композиций Ti/Al/Ni/Au или Ti/Al/Mo/Au с нижним слоем Ti и верхним слоем Au для уменьшения

сопротивления и минимизации процесса окисления. Никель или молибден играют роль барьерного слоя для предотвращения диффузии верхнего слоя золота внутрь области контакта. Одним из определяющих физико-химических процессов при отжиге является взаимодействие металла с элементами гетероструктуры. Нижний слой титана реагирует с азотом нитридных слоев, образуя слой TiN с низкой работой выхода электронов, и способствует, таким образом, генерации азотных вакансий V_N — доноров в поверхностном слое AlGaIn [1, 11, 14] (рис. 1).

Происходящие при отжиге химические реакции могут сопровождаться образованием агломератов металла [8, 12], поскольку уже при $T = 660$ °C алюминий переходит в жидкое состояние и собирается в капли. При дальнейшем повышении температуры может происходить растрескивание верхнего слоя золота и разделяющего слоя Ni (Mo) и образование фаз, например Ni—Al. Повышение температуры отжига до 900 °C может приводить к образованию соединения Al—O [12]. В работе [13] в области омических контактов после отжига при $T = 850$ °C обнаружена фаза оксида титана Ti_2O_3 . Предположительно, такая фаза может образоваться за счет взаимодействия атомов титана с пленкой естественного оксида и кислородосодержащих молекул адсорбента на поверхности эпитаксиальных слоев.

По мнению ряда авторов, на процесс формирования низкоомных областей определенное влияние оказывают также структурные дефекты эпитаксиальных слоев [1, 4]. В частности, в работе [1] предположено, что TiN может формироваться в виде шипа, проникающего в область эпитаксиальных нитридных слоев при диффузии титана по дислокациям. В работе [4] экспериментально проверено влияние плотности дислокаций в исходном материале гетероструктур на качество формируемых контактов. С этой целью металлические контактные области формировали на образцах AlGaIn/GaN, выращенных на кремниевых подложках, с плотностями дислокаций, отличающимися в три раза ($4 \cdot 10^9$ и $12 \cdot 10^9$ см⁻²). Экспериментально показано, что повышенная плотность дислокаций позволяет снизить температуру отжига для формирования качественных контактов до температуры 500 °C, а дальнейшее повышение температуры уже не приводит к снижению сопротивления контактных областей. При более низкой плотности дислокаций для формирования контактных областей требуются более высокие температуры (800—900 °C). Кроме того, авторы работы [4] исследовали влияние на сопротивление контактов плотности V-образных дефектов, которые представляют собой протяженные V-образные углубления и являются предположительно малоугловыми границами блоков, разориентированных относительно друг-друга. Предполагается, что

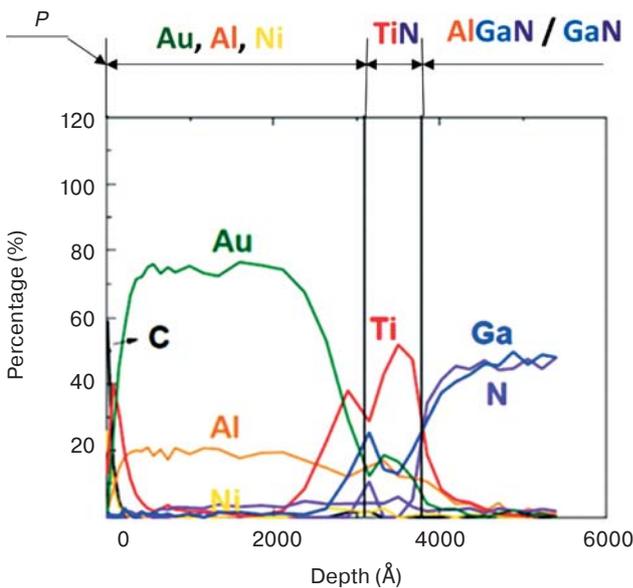


Рис. 1. Оптимальное распределение элементов по глубине в «металлической» области контакта после отжига (Оже-профиль) [14]. P — поверхность образца

Fig. 1. Optimal depth distribution of elements in the «metallic» contact region after annealing (Auger profile) [14]. P sample surface

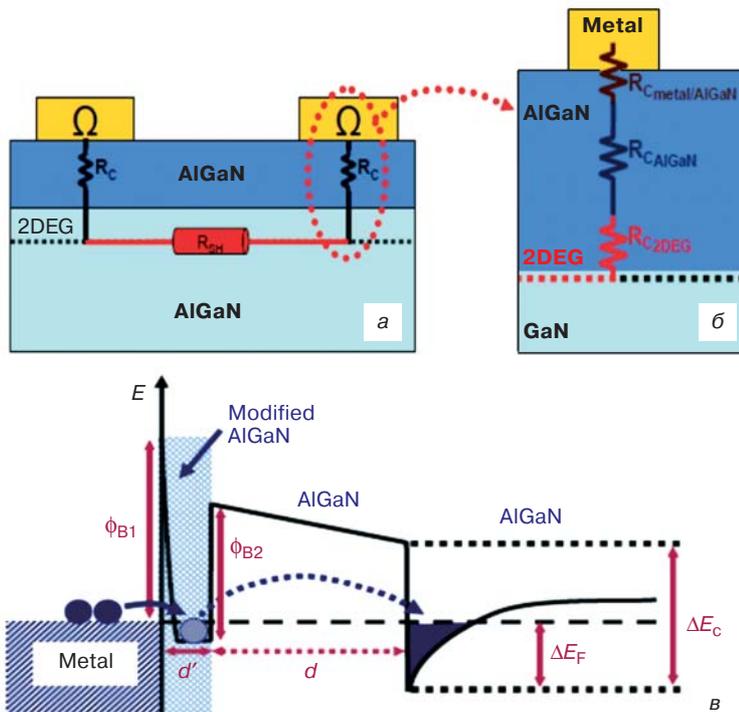


Рис. 2. Схема AlGaIn/GaN HEMT структуры с компонентами сопротивления цепочки сток—исток (а), элементы сопротивления, составляющие сопротивление контакта R_c (б) и энергетическая диаграмма структуры (в) [1]

Fig. 2. (a) diagram of the AlGaIn/GaN HEMT structure with the components of the resistance of the drain—source chain, (б) resistance elements making up the contact resistance R_c and (v) energy structure diagram [1]

наличие V-образных поверхностных дефектов влияет на процесс формирования омических контактов за счет создания каналов проводимости к двумерному электронному газу.

Для оценки качества областей с низким удельным сопротивлением у транзисторов используется понятие удельного контактного сопротивления R_{sd}^* —сопротивление контакта, отнесенное к квадрату (Ом/□) или единице длины (Ом/мм) [15]. Однако надо учитывать, что при транзисторном включении общее сопротивление R_c омических контактов, в частности областей истока и стока ($R_{c,ис}$ и $R_{c,ст}$), определяется как переходным, так и слоевым сопротивлением полупроводниковой структуры. Величину R_c можно описать функцией $f(\rho_c, R_c^*)$, где R_c^* — слоевое сопротивление гетероструктуры. В работе [1] рассмотрена электрическая схема замещения включения контактов и показано, что общее сопротивление омических контактов исток и сток включает набор сопротивлений областей, соединенных последовательно (рис. 2, а и б):

- «металлическая» область — композиция напыленных металлов и интерметаллических фаз, образовавшихся при отжиге;
- модифицированный слой AlGaIn, предположительно обогащенный алюминием;
- немодифицированный слой AlGaIn и канал двумерного газа.

Для создания омических контактов с низким удельным сопротивлением при технологии вжигаемых контактов важно пространственное расположение «металлической» области относительно канала с двумерным электронным газом [1]. При этом возможны следующие варианты:

- «металлическая» область проникает только в верхнюю часть барьерного слоя AlGaIn;
- «металлическая» область захватывает почти весь барьерный слой, но не проникает в канал с двумерным электронным газом;
- «металлическая» область проникает в барьерный слой и область двумерного газа (*over-annealing case*).

В первых двух случаях, чем тоньше оставшаяся часть слоя AlGaIn, тем с большей вероятностью электроны туннелируют в канал 2DEG. В этом даже предлагают дополнительно уменьшить расстояния между «металлической» областью и каналом двумерного газа, формируя с помощью фотолитографии до нанесения металлов сетку углублений в слое AlGaIn под контактом [3]. По данным работы [3] такая технология позволяет несколько снизить температуру отжига омических контактов и обеспечить улучшение их морфологии. Эта процедура также приводит к уменьшению нерегулярностей в металлическом слое после отжига и получению более гладких краев контактных областей.

В работе [1] рассмотрен «механизм» транспорта тока от омического контакта к структуре AlGaIn/GaN (рис. 2, в), в рамках которого на пути электронов из омического контакта в канал двумерного газа, находятся два барьера. Первый — на границе «металл — модифицированный слой AlGaIn». Эта область характеризуется высокой плотностью донорных вакансий, и через нее электроны туннелируют из металла в слой AlGaIn. При этом в модифицированном слое локальная зона проводимости значительно ниже уровня Ферми. Вклад первого барьера, по всей вероятности, незначителен. Вторая зона — это барьер, через который электроны инжектируются в оставшуюся часть слоя AlGaIn, а затем попадают в канал двумерного газа (рис. 2, в).

Ниже анализ электрических параметров и особенностей областей истока и стока проводили на реальных HEMT. При этом проводящие свойства областей с низким удельным сопротивлением оценивали с учетом особенностей эквивалентной электрической схемы планарных контактов к гетероструктурам в транзисторном варианте (см. рис. 2, а).

С учетом сказанного выше при исследовании структуры контактных областей анализировали особенности (главным образом микрорельеф) границы раздела AlGaIn/«металлическая» область в

омическом контакте и влияние этого микрорельефа на некоторые параметры НЕМТ.

Образцы и методы исследования

Исследовали две группы кристаллов мощных СВЧ-транзисторов с большой периферией затвора (*long gate periphery*) S- и X-диапазона разных производителей. Группы отличались шириной и длиной затвора:

– В первой группе приборов длина затвора изменялась в диапазоне 0,25—0,34 мкм, а ширина — в диапазоне $(5—7) \cdot 10^3$ мкм.

– Во второй группе длина затвора составляла 0,4—0,48 мкм, а ширина затвора — $(1,0—2,5) \times 10^4$ мкм.

Все транзисторы имели планарное расположение контактных окон к областям истока, затвора и стока.

Транзисторы изготавливали на гетероструктурах GaN/AlGaN/GaN, выращенных MOCVD-технологией на подложках SiC с ориентацией на рабочую поверхность грани (0001) с барьерным легированным слоем *i*-AlGaN толщиной 18—20 нм при мольной доле алюминия 0,26—0,3 и буферным слоем GaN толщиной от 1,5 до 2,5 мкм. Омические контакты формировали с использованием композиций Ti—Al—Mo—Au и Ti—Al—Ni—Au с последующим высокотемпературным отжигом. В качестве пассивирующего слоя использовали слои Si_xN_y .

Для измерения сопротивления контактных областей истока и стока транзисторов применяли измерительный прибор фирмы Agilent Desktop B1500A. Снимали вольт-амперные зависимости цепи исток-сток с напряжением на затворе $U_3 = 0$ ($I_d - V_d$ Pwr Device) с установкой зондов непосредственно на поверхность приборного кристалла. Из зависимостей $I_{ст} = f(U_{исток-сток})$ в диапазоне напряжений от 0 до 400 мВ определяли общее сопротивление $R_{и-с}$ цепи исток-сток и рассчитывали с учетом количества пальцев затвора сопротивление одной ячейки исток-сток $R_{яч}$, а затем удельное сопротивление контакта $R_{sd}^* = R_{кон}/b$, где b — ширина одного пальца затвора прибора (сопротивление $R_{яч} = R_{канала} + 2R_{кон}$).

Для анализа структурных особенностей рабочих областей анализируемых кристаллов НЕМТ использовали атомно-силовой микроскоп (АСМ) фирмы AIST-NT, модель Smart SPM. Перед исследованиями на АСМ в растворе HF у кристаллов транзисторов удаляли пассивирующие слои и большую часть металлических контактов для вскрытия переходной границы: «металлическая» область — модифицированный слой AlGaN. Вскрываемые таким образом поверхности (рис. 3, а, поверхность «А—А'») анализировали путем сканирования зондом Кельвина в контактном режиме. По микрофотогра-

фиям «вскрываемых» областей (рис. 3, б) оценивали их профиль (рис. 3, в) и микрорельеф.

На том же микроскопе в режиме измерения растекания токов оценивали однородность проводимости анализируемых участков поверхностей. В этом случае проводящий зонд находился под потенциалом в постоянном контакте с поверхностью,

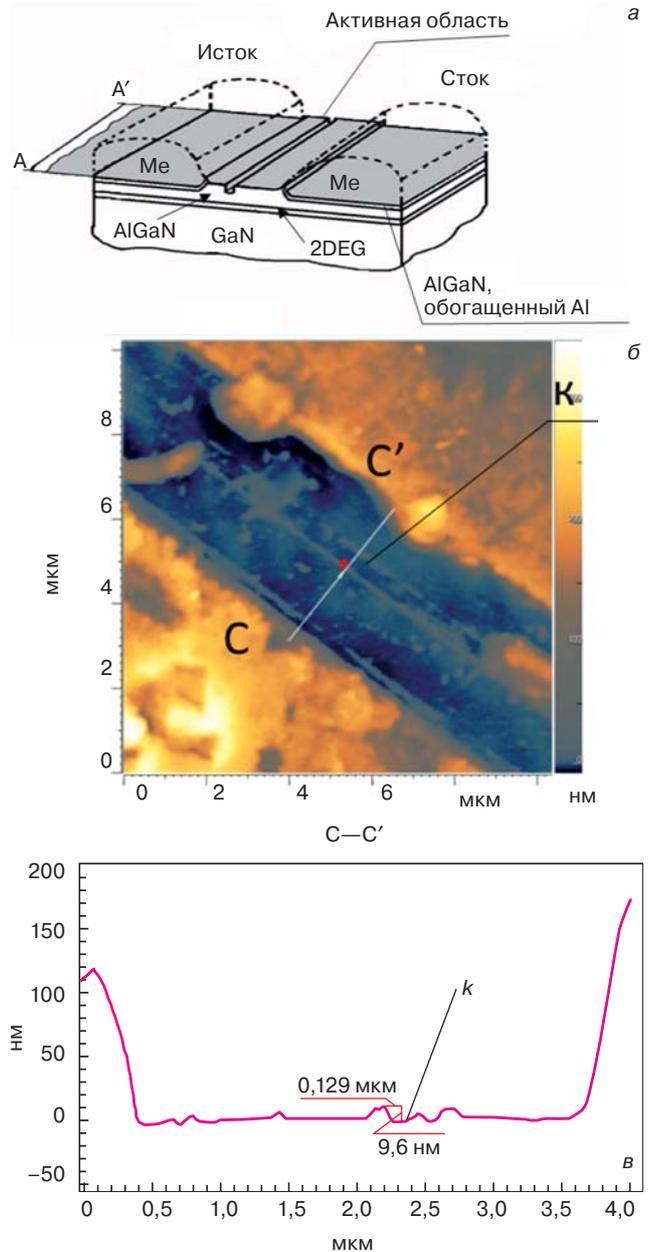


Рис. 3. Схематическое изображение рабочей области НЕМТ (а), микрофотография рабочей области прибора после травления в HF (б) и профиль рабочей области прибора по С—С' после травления HF (в):

а: пунктир — «металлические» области стока и истока, удаляемые при травлении; А—А'—поверхность, вскрываемая при травлении; в: k — углубление под ножку затвора

Fig. 3. (a) schematic representation of the HEMT working area, (б) micrograph of the working area of the device after etching in HF and (в) profile of the working area of the device according to C—C' after etching of HF:

а: dotted line is «metal» areas of runoff and source, removed by etching; А—А' surface revealed by etching; в: k is recess for shutter foot

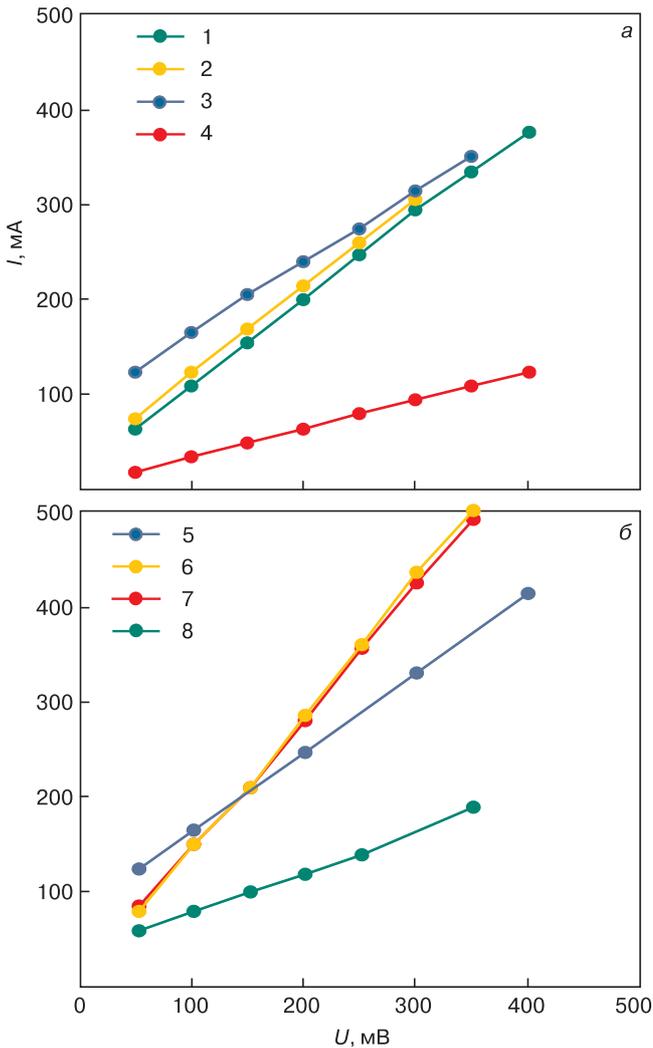


Рис. 4. Вольт–амперные характеристики анализируемых НЕМТ при $U_3 = 0$: а — группа 1; б — группа 2
 Fig. 4. The current-voltage characteristics of the analyzed HEMT at $U_{gate} = 0$: (a) group 1; (б) group 2

формируя практически барьер Шотки к образцу. Измерения тока, протекающего между зондом и поверхностью, проводили при подаче обратного положительного потенциала смещения на зонд с одновременным снятием топографии поверхности. Это позволяло сопоставить неоднородность проводимости поверхности кристалла с особенностями ее рельефа.

Для снятия элементного состава на участках истока и стока использовали сканирующий электронный микроскоп CAMSCAS4 с рентгеновской приставкой INCAENERGY. Исследования проводили при ускоряющем напряжении в диапазоне 50—20 кВ. Кроме того, определяли плотность винтовых дислокаций в активных областях кристаллов. Для этого кристаллы после травления в HF и исследования в АСМ и растровом электронном микроскопе подвергали травлению на дислокации в ортофосфорной кислоте при $T = 300$ °С.

Результаты и их обсуждение

На рис. 4. даны зависимости тока стока от напряжения в цепи исток–сток при $U_3 = 0$ для двух групп транзисторов. Как видно из рис. 4, наблюдается значительный разброс в значениях угла наклона кривых для транзисторов каждой группы, что свидетельствует о существенном различии сопротивления цепи исток–сток у анализируемых приборов.

В таблице приведены рассчитанные значения удельного сопротивления контактов областей истока и стока R_{sd}^* . Наблюдение поверхностей кристаллов транзисторов до химической обработки в HF выявило различие в шероховатости периферии «металлических» областей истоков и стоков. Например, для кристалла № 8 (см. таблицу) на периферии областей исток и сток наблюдаются отдельные крупные включения (рис. 5, а), в отличие от практически

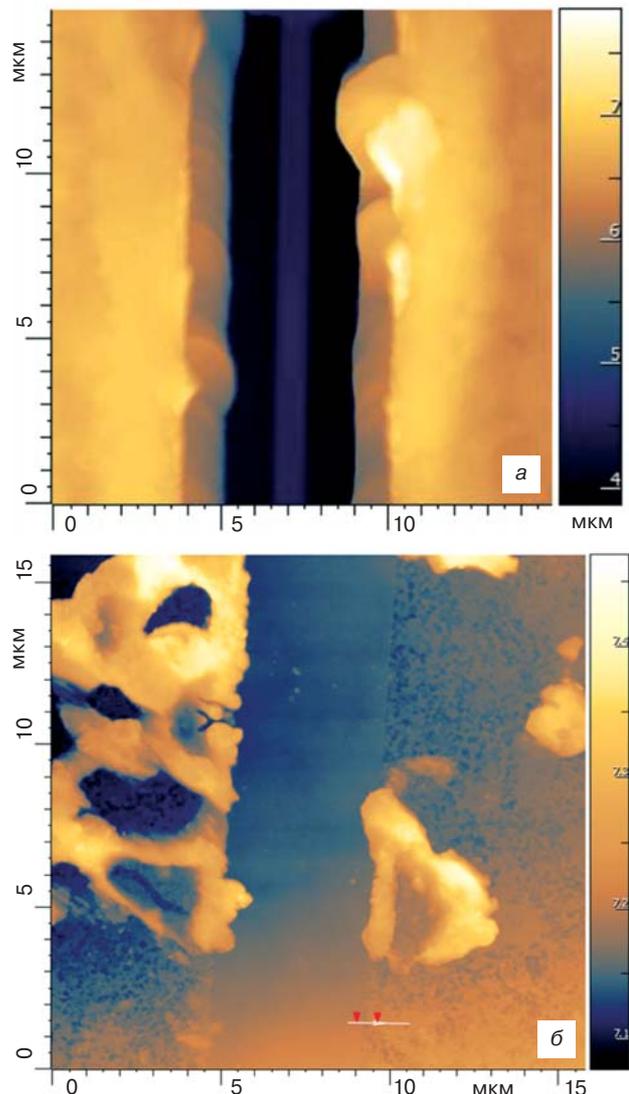


Рис. 5. 2D–топография (АСМ) областей исток, сток, затвор НЕМТ после удаления слоя пассивации (а) и частичного удаления верхнего слоя золота (б)
 Fig. 5. 2D topography (AFM) of the source, drain, and HEMT (a) regions after removal of the passivation layer and (б) partial removal of the upper gold layer

Сопротивление и особенности структуры областей исток–сток [Resistance and structure features of source–drain areas]

Группа приборов	Номер прибора	Ширина активной области между истоком–стоком	Удельное контактное сопротивление R_{sd} , Ом/мм	Плотность (N , см ⁻²) и размер (d , мкм) агломератов	Микрорельеф вскрываемых областей истока и стока, нм		Плотность дефектов с высоким аспектным отношением, см ⁻²	Плотность дислокаций, 10^6 см ⁻²	Токи утечки, А ($U_{3-c} = -5$ В)
					центр	край			
1	1	2,6	2,2	$N = 8 \cdot 10^6$, $d = 1-2$	$\pm 1,5$ — $\pm 2,5$	15—20	—	6,8	$8 \cdot 10^{-7}$
				$N = 1,3 \cdot 10^5$, $d = 2,0-2,2$					
	2	3,9	2,8	$N = 3 \cdot 10^8$, $d = 0,5-1,0$	$\pm 0,5$ — ± 1	$\pm 2,5$ — ± 3	$< 10^7$	—	$(8-8,5) \cdot 10^{-5}$
				$N = 4 \cdot 10^6$, $d = 2,0-2,5$					
3	4,4	2,3	—	$\pm 3,5$ — ± 5	10—25	—	0,6	$1,2 \cdot 10^{-5}$	
4	2,5	8,0—9,0	$N = 8,8 \cdot 10^6$, $d = 2-3$	± 5 — ± 7	15—30	$2 \cdot 10^8$	8,2	$7,4 \cdot 10^{-7}$ — $1 \cdot 10^{-6}$	
2	5	4,8	5,6	—	$\pm 0,5$ — ± 1	2—3	—	6,4	$8 \cdot 10^{-4}$
				$N = 5 \cdot 10^6$, $d = 0,5-0,8$					
	6	5,0	7,0	$N = 8 \cdot 10^6$, $d = 0,5-2,0$	$\pm 0,25$ — $\pm 0,5$	1—2	—	—	$2 \cdot 10^{-5}$
				$N = 8 \cdot 10^6$, $d = 0,5-2,0$					
7	6,0	8,2	—	± 3 — ± 5	5—7 (отдельные до 15)	$2 \cdot 10^7$	9,5—10	$9 \cdot 10^{-6}$	
8	4,0	19	—	—	≤ 35	$8 \cdot 10^8$	0,2—15	$5,8 \cdot 10^{-7}$	

гладких периферийных областей истока и стока кристалла № 7. Кратковременное травление кристаллов в растворе HF с удалением верхнего толстого слоя золота и пассивирующего покрытия активных областей, затеняющего наблюдаемую картину, более отчетливо вскрывает микроструктуру контактных областей истока и стока. На поверхности в результате сканирования в АСМ проявляется наличие крупных и мелких агломератов различной формы (рис. 5, б).

Эксперименты показали, что для большинства анализируемых кристаллов длительное травление в растворе HF приводило практически к полному удалению «металлической» области контактных участков и вскрытию поверхностей «А—А'» по границе Me—AlGaN (см. рис. 3, а). Однако у одного из исследуемых кристаллов (см. таблица, кристалл № 8) на отдельных участках удалить «металлическую» часть контакта не удалось даже при травлении кристалла в царской водке. По-видимому, в данном случае на стадии вжигания омических контактов произошел перегрев образца, что привело к интенсивной диффузии металла.

Исследования с помощью АСМ-изображения топологии «вскрытых» травлением поверхностей по границе «А—А'» (см. рис. 3, а), позволили:

- уточнить размеры активной области между истоком и стоком, где обычно располагается «ножка» затвора (рис. 6, а);

- оценить микрорельеф вскрытых поверхностей границы раздела между «металлической» областью контакта и оставшимся слоем AlGaN в области истока и стока, а также микрорельеф поверхности барьерного слоя AlGaN (активная область) между этими областями.

Из рис. 6 и таблицы видно, что микрорельеф (R_z — средняя высота рельефа) «вскрытых» областей истока и стока существенно различается у исследуемых кристаллов: от $R_z = 1 \pm 2$ нм (рис. 6, в), до $R_z = 20 \div 300$ нм (см. таблицу, приборы 3 и 4), т. е. размер отдельных «углублений», получаемых при травлении,

может превышать толщину барьерного слоя кристалла (рис. 6, б), причем наиболее грубый микро-рельеф наблюдался по периметру областей истока и стока (см. рис. 6).

Как правило, после длительного травления поверхность активных областей между истоком и стоком несколько выше (на 5—15 нм), чем уровень поверхности областей истока и стока (см. рис. 6, б, ступенька «а»). Однако, у ряда приборов даже длительное травление в HF не позволило удалить полностью «металлическую» область истока и стока.

Приведенные в таблице данные по микро-рельефу поверхностей исток и сток после удаления «металлической» области контактов (см. таблицу; рис. 3, поверхность плоскости «А—А'») демонстрируют заметную корреляцию между микро-рельефом и сопротивлением контактов.

Анализ «вскрытых» травлением поверхностей на границе «металлическая» область — оставшийся слой AlGaIn исследуемых кристаллов НЕМТ показал, что для двух кристаллов (таблица, кристаллы № 4 и 8) характерно наличие высоких плотностей особых дефектов. Причем для активных областей приборов плотности этих дефектов выше, чем в областях истока и стока (рис. 7). Исследование формы обнаруженных дефектов на АСМ показало, что они имеют высоту от 5 до 15 нм и высокое аспектное отношение 9 (см. рис. 7, в). Для этих двух приборов, как видно из таблицы, характерны высокие значения сопротивления контактных областей истока и стока при напряжении на затворе $U_z = 0$ (см. рис. 4).

Анализ методом растекания тока распределения проводимости по поверхности прибора после удаления пассивации и «металлических» областей истока и стока показал, что значение тока в областях омических контактов почти в 2—2,5 раза выше, чем в активной области прибора (рис. 8). Таким образом, удельное сопротивление оставшегося после травления слоя AlGaIn в областях истока и стока меньше, чем в активных областях, что экспериментально подтверждает наличие слоя с более низким удельным сопротивлением под металлической областью контакта.

Травление кристаллов, обработанных в плавиковой кислоте, на дислокации выявил достаточно высокую плотность винтовых дислокаций (см. таблицу) практически при равномерном распределении этих дефектов по поверхности приборов.

Таким образом, сопротивления областей истока $R_{ис}$ и стока $R_{ст}$ в значительной мере определяются микроструктурой «металлических» областей контакта. Это следует из установленной в работе корреляции сопротивления контактов и микро-рельефа поверхностей, формирующихся в областях истока и стока после травления в HF (см. таблицу).

Образование островковых включений (агломератов) отмечено практически во всех работах,

посвященных анализу металлических вжигаемых контактов нитридных гетероструктур на основе Ga и Al [1, 4, 5]. Наличие таких включений разного размера и разного состава может приводить к различной

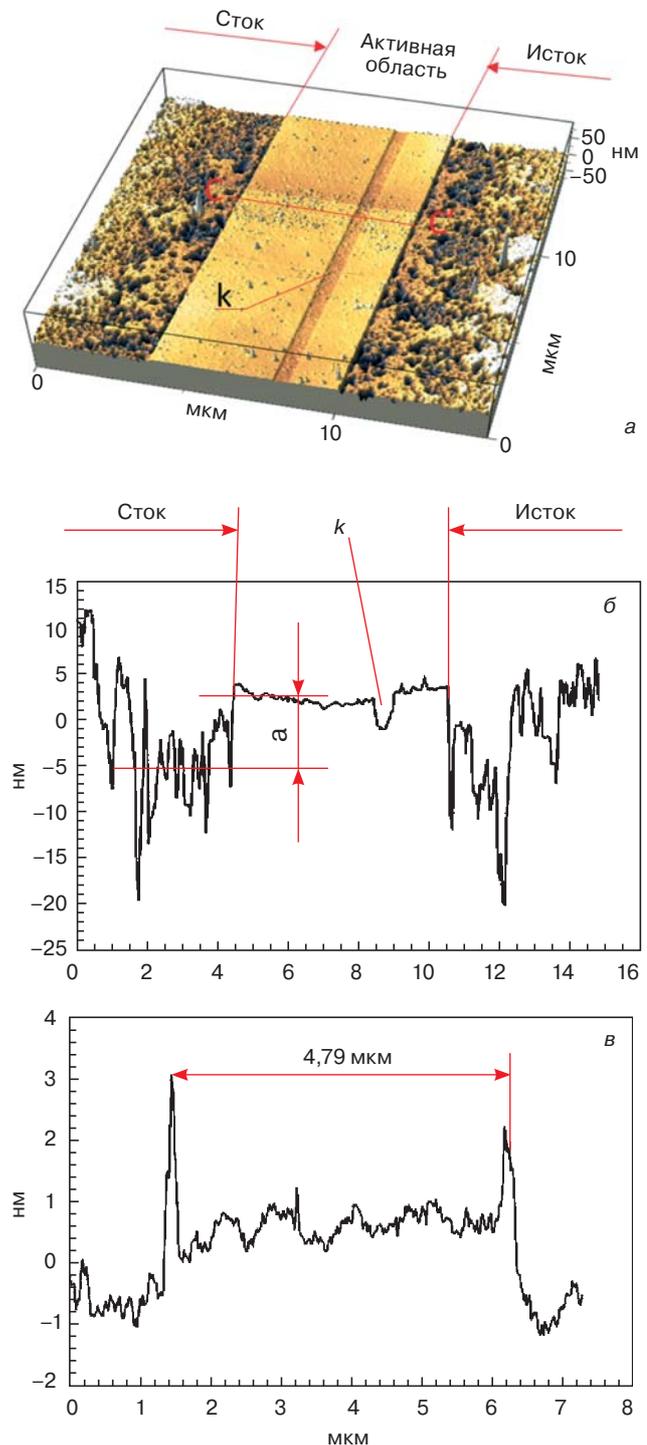


Рис. 6. 3D-изображение (АСМ) «вскрытой» поверхности стока, истока кристалла № 7 (а), микро-рельеф по сечению С—С' этого прибора (б) и микро-рельеф аналогичного сечения кристалла № 5 (в). k — углубление под ножку затвора

Fig. 6. (a) 3D image (AFM) of the «exposed» surface of the drain, the source of crystal No. 7, (б) microrelief along the C—C' section of this device, and (в) microrelief of a similar section of crystal No. 5. k is recess for the shutter foot

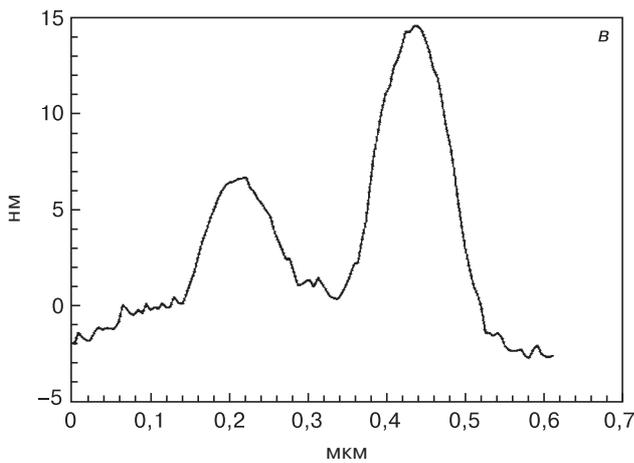
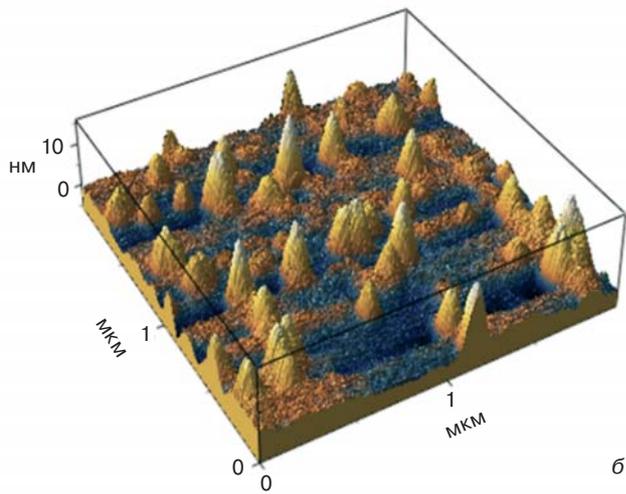
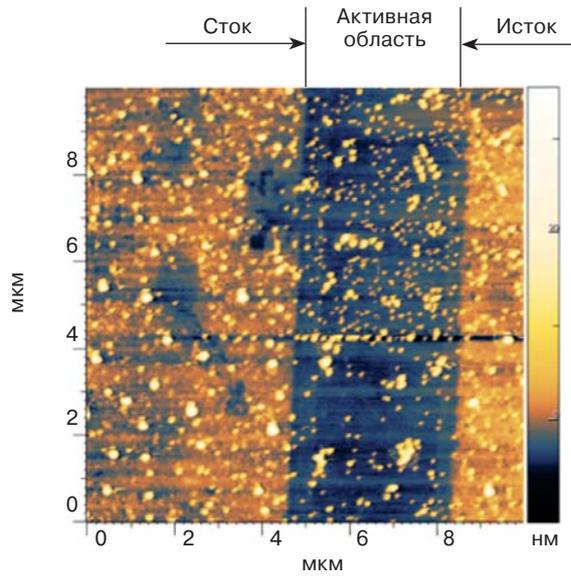


Рис. 7. Микрофотография областей исток—сток НЕМТ кристалла № 8 (а), 3D-изображение «вскрытой» поверхности прибора (б) и поперечное сечение дефектов (в)
 Fig. 7. (a) micrograph of the source—drain areas of HEMT crystal No. 8, (б) 3D image of the «exposed» surface of the device and (в) cross section of defects

скорости травления металлических композиций и, как следствие, к развитому рельефу поверхностей, получаемых после травления. В большинстве работ [7, 11] показано, что основой агломератов, как прави-

ло, являются островки Ni—Al (никель имеет тенденцию к образованию островков для уменьшения граничной энергии образующихся фаз [11]). Такие островки, как правило, окружены раствором Au—Al. Эти образования обычно видно на микрофотографиях в виде светлого кольца (см. рис. 5, б).

Как указывалось ранее, в состав металлических областей могут входить и оксиды [12, 13]. Использование Mo вместо Ni в качестве барьера для предотвращения проникновения золота в нижние слои металлической композиции, обогащенной Ti, Ni и Al, также не предотвращает ухудшение морфологии. Как было показано в работе [8], при T выше 700 °C слой Mo имеет тенденцию к образованию различных фаз. В частности, могут образовываться соединения с галлием GaMo₃, с алюминием Al_xMo, а также фазы Al₂Au.

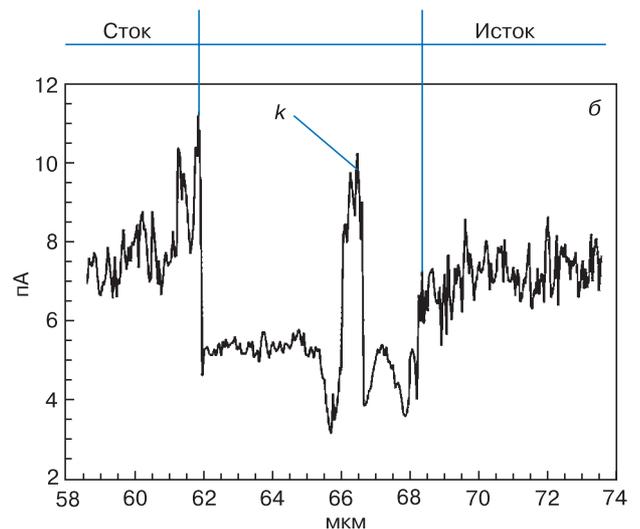
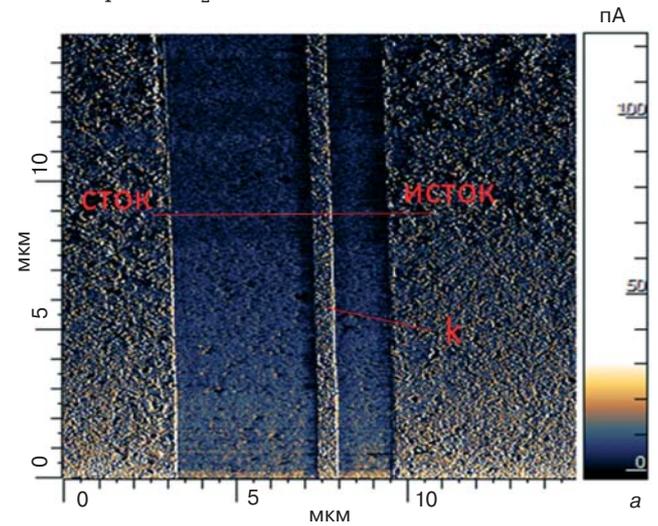


Рис. 8. Микрофотография поверхности кристалла № 7 после травления в HF, полученное с помощью АСМ в режиме оценки проводимости (а) и изменение тока при сканировании по поверхности кристалла в области между стоком и истоком (б)
 Fig. 8. (a) micrograph of the surface of crystal No. 7 after etching in HF, obtained using an AFM in the mode of conductivity assessment and (б) change in current when scanning over the crystal surface in the region between the drain and source

ло, являются островки Ni—Al (никель имеет тенденцию к образованию островков для уменьшения граничной энергии образующихся фаз [11]). Такие островки, как правило, окружены раствором Au—Al. Эти образования обычно видно на микрофотографиях в виде светлого кольца (см. рис. 5, б).

Взаимодействие нанесенных металлов с барьерным слоем AlGaIn в процессе отжига может быть достаточно активным. У многих кристаллов приборов часть барьерного слоя «растворялась» в «металлической» области контакта (см. рис. 6, б, ступенька «а»). В работе [1] показано, что Ga барьерного слоя может диффундировать в металлическую часть и даже входить в окружение Au—Al вокруг агломератов, диффундируя через островки Ni—Al.

Наличие отдельных, наиболее крупных агломератов, приводит к развитому микрорельефу при травлении в HF, прежде всего, из-за разной скорости травления их компонентов. Так, Ti, Ni и Al, входящие в кольцо агломератов, травятся в растворе HF, а Au — не травится. Увеличение микрорельефа может происходить также из-за механических напряжений, возникающих при наличии температурного градиента. Наиболее крупные агломераты, вкрапленные в металлическую композицию, при остывании могут вызывать напряжения, и, как следствие, растрескивание металлической области контактов. Об этом, например, свидетельствует анализ углубления, полученного при травлении и удалении крупного агломерата (рис. 9).

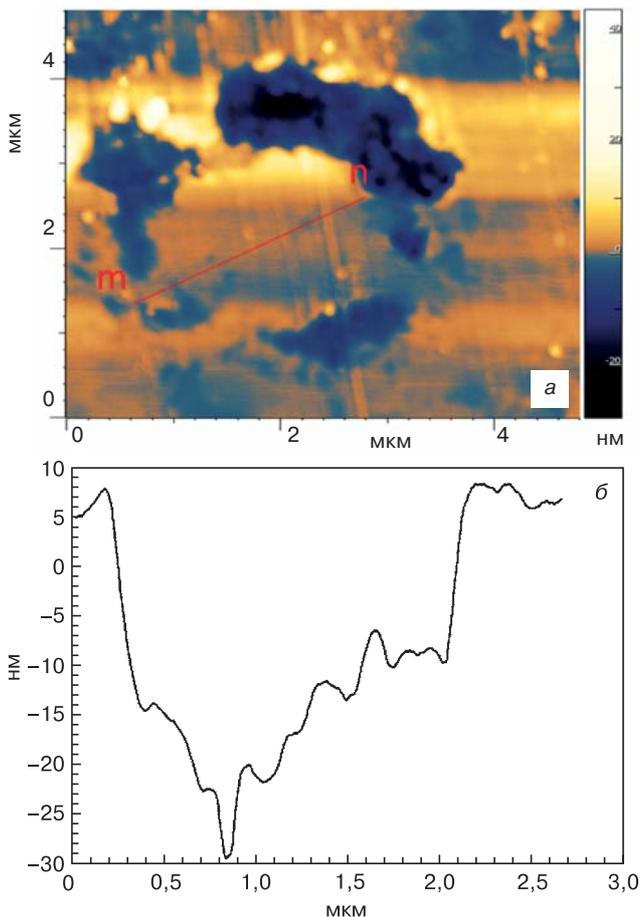


Рис. 9. Микрофотография крупного агломерата (а) и профиль углубления по сечению $m-n$ после удаления агломерата травлением в HF (б)

Fig. 9. (a) Micrograph of large agglomerate and (b) profile of the recess along the $m-n$ cross section after removal of the agglomerate by etching in HF

Образование наиболее крупных агломератов обычно происходит на периферии областей истока и стока, что наблюдалось в нашей работе. Рост сопротивления с ростом размеров агломератов, по-видимому, связан с наличием большого количества границ фаз, а также пустот, образующихся при растрескивании металлических слоев. Наличие включений интерметаллических фаз разного объема, таким образом, может приводить к деградации контактов транзисторов.

Наиболее интересным результатом проведенных исследований является обнаруженная авторами возможность образования в процессе формирования металлических вжигаемых контактов дефектов с высоким аспектным отношением. Само появление высоких плотностей такого рода дефектов крайне негативно для приборов, поскольку приводит к существенному возрастанию омического сопротивления (в 3—4 раза, см. таблицу).

По-видимому, одна из причин появления дефектов с высоким аспектным отношением может быть связана с некачественной операцией ФТЛ, поскольку операцию формирования металлических вжигаемых контактов проводят на начальном этапе технологического цикла формирования НЕМТ. Если происходит локальное попадание металла в активную область прибора, то в дальнейшем при проведении операции вжигания (800—900 °С) на этих локальных местах может происходить образование наблюдаемых дефектов, аналогично формированию нитевидных дефектов [16, 17] на кремнии. Это одно из предположений механизма появления такого рода дефектов; необходимы дальнейшие работы по анализу состава таких дефектов и причин их появления. Проведенное исследование этих дефектов в АСМ в контактном режиме свидетельствует об их механической прочности. Дополнительное исследование «вскрываемых» травлением поверхностей всех анализируемых приборов показало, что дефекты такого рода могут наблюдаться в активных областях некоторых приборов (рис. 10, а), но их плотности на полтора и более порядков ниже, чем у кристаллов № 4 и 8 (см. таблицу). Более того, оказалось, что, например, у кристалла № 5 такие дефекты высокой плотности наблюдаются на периферии областей истока и стока (рис. 10, б). Это, по-видимому, и объясняет уменьшение угла наклона вольт-амперных характеристик кристалла № 5 (см. рис. 4, таблицу) по сравнению с другими кристаллами. Кроме того, у кристалла № 5 очень высокие токи утечки (см. таблицу), что также обусловлено формированием дефектов такого типа в активных областях прибора. В работе [18] рассматривали возможное влияние некоторых особенностей омических контактов, связанных с возникновением локальных точек (*sharp pints*) — омических шипов (*ohmic spikes*) в области контакта на токи утечки приборов. Наличие таких

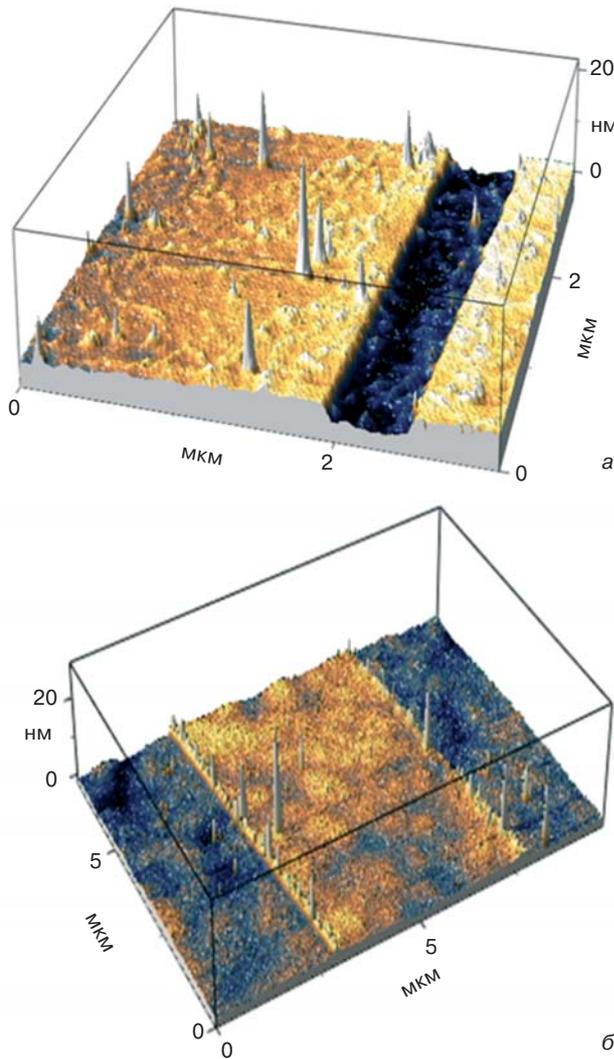


Рис. 10. 3D–изображения (АСМ) дефектов с высоким аспектным отношением в активной области прибора (а) и на границе областей истока и стока, «вскрытые» травлением в HF (б)

Fig. 10. (a) 3D images (AFM) of defects with a high aspect ratio in the active area of the device and (б) the boundary of the source and drain areas, «opened» by etching in HF

шипов приводит, по мнению авторов этой работы, к образованию локальных пиков электрических полей в контактных областях.

В нашей работе было также показано, что оптимальным при использовании вжигаемых металлических контактов является процесс, при котором «металлическая» область «захватывает» лишь часть барьерного слоя. Оптимальное заглубление «металлической» части в барьерном слое составляет 7–15 нм при толщине барьерного слоя 18–22 нм.

Таким образом, из сказанного выше следует, что технология вжигаемых металлических контактов при изготовлении AlGaN/GaN НЕМТ требует жесткого соблюдения всех параметров технологического процесса их изготовления. При этом желательно, по возможности, снижать температуру отжигов и контролировать равномерность температурных режимов по всей площади гетероструктуры во

избежание неуправляемого роста агломератов в «металлических» областях контактов. В настоящее время наблюдается тенденция к переходу на технологию создания омических контактов методом формирования сильно легированных слоев в процессе эпитаксиального роста гетероструктур с дальнейшим вскрытием активных областей, что перспективно с позиции уменьшения температуры вжигания и оптимизации структуры омических контактов [2, 15].

Заключение

Экспериментально установлена корреляция между сопротивлением контактных областей истока и стока и структурой «металлических» областей контактов: наличие крупных островковых выделений (агломератов), образующихся при отжиге, может приводить непосредственно к росту сопротивления этих областей. Экспериментально продемонстрировано наличие проводящего (с меньшим удельным сопротивлением) слоя на границе «металлическая» область/AlGaN при формировании вжигаемых омических контактов.

Обнаружен вид дефектов с большим аспектным отношением, эти дефекты могут образоваться в рабочих областях приборов при формировании вжигаемых омических контактов. Показано, что наличие больших плотностей таких дефектов может приводить к росту сопротивления контактов, а высокая плотность таких дефектов на периферии областей истока и стока — к росту токов утечки прибора.

Библиографический список

1. Greco G., Iucolano F., Roccaforte F. Ohmic contacts to Gallium Nitride materials // *Appl. Surf. Sci.* 2016. V. 383. P. 324–345. DOI: 10.1016/j.apsusc.2016.04.016
2. Jessen G. H., Fitch R. C., Gillespie J. K., Via G., Crespo A., Langley D., Denninghoff D. J., Trejo M., Heller E. R. Short-channel effect limitations on high-frequency operation of AlGaIn/GaN HEMTs for T-gate devices // *IEEE Transactions on Electron Devices.* 2007. V. 54, N 10. P. 2589–2597. DOI: 10.1109/TED.2007.9044476
3. Kefeng Han. Employing hole-array recess of barrier layer of AlGaIn/GaN Heterostructures to reduce annealing temperature of Ohmic contact // *Semicond. Sci. Technol.* 2017. V. 32, N 10. P. 105010. DOI: 10.1088/1361-6641/aa867f
4. Greco G., Iucolano F., Bongiorno C., Giannazzo F., Krykoc M., Leszczynski M., Roccaforte F. Ti/Al ohmic contacts on AlGaIn/GaN heterostructures with different defect density // *Appl. Surf. Sci.* 2014. V. 314. P. 546–551. DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.07.018
5. Liu Z. H., Arulkumaran S., Ng G. I. Temperature dependence of Ohmic contact characteristics in AlGaIn/GaN high electron mobility transistors from –50 to 200 °C // *Appl. Phys. Lett.* 2009. V. 94. Iss. 14. P. 142105. DOI: 10.1063/1.3114422
6. Li Y., Ng G. I., Arulkumaran S., Kumar C. M. M., Ang K. S., Anand M. J., Wang H., Hofstetter R., Ye G. Low-contact-resistance non-gold Ta/Si/Ti/Al/Ni/Ta ohmic contacts on undoped AlGaIn/GaN high-electron-mobility transistors grown on silicon // *Appl. Phys. Express.* 2013. V. 6, N 11. P. 116501. DOI: 10.7567/APEX.6.116501
7. Daryoush H. Zadeh, Shinichi Tanabe, Noriyuki Watanabe, Hideaki Matsuzaki. Characterization of interface reaction of Ti/Al-based ohmic contacts on AlGaIn/GaN epitaxial layers on GaN substrate // *Jpn. J. Appl. Phys.* 2016. V. 55, N 5S. P. 05FH06. DOI: 10.7567/JJAP.55.05FH06
8. Кондаков М. Н., Черных С. В., Черных А. В., Подгорный Д. А., Гладышева Н. Б., Дорофеев А. А., Диденко С. И., Ка-

пров Д. Б., Жукова Т. А. Влияние режимов отжига на электрические параметры, морфологию и микроструктуру омических контактов на основе Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaIn/GaN // Электрон. техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. 2018. Вып. 2(249). С. 40—47.

9. Morkoc H. Handbook of Nitride Semiconductors and Devices. Vol. 1: Materials Properties, Physics and Growth. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008. 1311 p. (P. 40). DOI: 10.1002/9783527628438

10. Федоров Ю. В., Михайлович С. В. Нитридные НЕМТ против арсенидных: последняя битва? // Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники. 2015. Т. 18, № 1. С. 16—22. DOI: 10.17073/1609-3577-2015-1-16-22

11. Macherzynski W., Indykiewicz K., Paszkiewicz B. Chemical analysis of Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts to AlGaIn/GaN heterostructures // Optica Applicata. 2013. V. XLIII, N 1. P. 67—72. DOI: 10.5277/oa130109

12. Klein B. A., Vaca A. G., Armstrong A. M., Allerman A. A., Sanchez C. A., Douglas E. A., Crawford M. H., Miller M. A., Kotula P. G., Fortune T. R., Abate V. M. Planar ohmic contacts to Al_{0.45}Ga_{0.55}N/Al_{0.3}Ga_{0.7}N high electron mobility transistors // ECS J. Solid State Sci. Technol. 2017. V. 6, N 11. P. S3067—S3071. DOI: 10.1149/2.0181711jsss

13. Енишерлова К. Л., Лютцау А. В., Сейдман Л. А. и др. Технологические особенности формирования омических контактов в системе Ni—Al—Ni—Au—n—AlGaIn—GaN // Электрон. техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. 2013. № 2 (231). С. 35—47.

14. Ya-Hsi Hwang, Shihyun Ahn, Chen Dong, Weidi Zhu, Byung-Jae Kim, Lingcong Le, Fan Ren, Lind A. G., Dahl J., Jones K. S., Pearton S. J., Kravchenko I. I., Ming-Lan Zhang. Degradation mechanisms of Ti/Al/Ni/Au-based Ohmic contacts on AlGaIn/GaN HEMTs // J. Vac. Sci. Technol. B. 2015. V. 33, Iss. 3. P. 031212. DOI: 10.1116/1.4919237

15. Shinohara K., Regan D., Corrión A., Brown D., Tang, Y., Wong J., Candia G., Schmitz A., Fung H., Kim S., Micovic M. Self-aligned-gate GaN—HEMTs with heavily-doped n⁺-GaIn ohmic contacts to 2DEG // International Electron Devices Meeting. 2012. P. 27.2.1—27.2.4. DOI: 10.1109/IEDM.2012.6479113

16. Гиваргизов Е. И. Кристаллические висеры и нанострия // Природа. 2003. № 11. С. 20—25.

17. Lee S.-M., Cho S.-N., Cheon J. Anisotropic shape control of colloidal inorganic nanocrystals // Adv. Mater. 2003. V. 15, N 5. P. 441—444. DOI: 10.1002/adma.200390102

18. Dora Y., Chakraborty A., Heikman S., McCarthy L., Keller S., DenBaars S. P., Mishra U. K. Effect of ohmic contacts on buffer leakage of GaN transistors // IEEE Electron Device Lett. 2006. V. 27, N 7. P. 529—531. DOI: 10.1109/LED.2006.876306

Статья поступила в редакцию 12 февраля 2019 г.

Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoi tekhniki = Materials of Electronics Engineering. 2018, vol. 21, no. 3, pp. 182—193. DOI: 10.17073/1609-3577-2018-3-182-193

Influence of technological factors on the characteristics of ohmic contacts of powerful AlGaIn/GaN/SiC HEMT

K. L. Enisherlova^{1,§}, B. K. Medvedev¹, E. M. Temper¹, V. I. Korneev¹

J&C «S&PE «Pulsar»,

27 Okrzhnoy Proezd, Moscow 105187, Russia

Abstract. In this paper are considers the effect of the microrelief, dislocation structure and other defects of the epitaxial layers of the source and drain regions of the nitride HEMT transistors on the parameters of the formed ohmic contacts. The studies were carried out directly on high-power microwave transistors made of GaN/AlGaIn/GaN/SiC heterostructures. Ohmic burning contacts were formed using the compositions Ti—Al—Mo—Au and Ti—Al—Ni—Au. To estimation the structural features of the contact areas, the surface microrelief at the interface of the burned contact/AlGaIn and the defects formed on its surface was studied. It is shown that the resistance of the source and drain regions is largely determined by the surface microstructure at the boundary. Experimentally shown is the formation of a conducting layer in AlGaIn under the ohmic contacts. The possibility of the formation of a new type of structural defects with a high aspect ratio in the contact and active areas of the devices during the formation of ohmic burned contacts is demonstrated. It is shown that the appearance of high densities of such defects leads to an increase of the device leakage currents.

Keywords: heterostructure, microwave transistor, HEMT transistor, burning ohmic contact, microrelief, leakage current, resistivity

References

1. Greco G., Iucolano F., Roccaforte F. Ohmic contacts to Gallium Nitride materials. *Appl. Surf. Sci.*, 2016, vol. 383, pp. 324—345. DOI: 10.1016/j.apsusc.2016.04.016

2. Jessen G. H., Fitch R. C., Gillespie J. K., Via G., Crespo A., Langley D., Denninghoff D. J., Trejo M., Heller E. R. Short-channel effect limitations on high-frequency operation of AlGaIn/GaN HEMTs for T-gate devices. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 2007, vol. 54, no. 10, pp. 2589—2597. DOI: 10.1109/TED.2007.904476

Information about authors:

Kira L. Enisherlova^{1,§}: Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory (Enisherlova@pulsarpp.ru); **Boris K. Medvedev**¹: Senior Researcher; **Ella M. Temper**¹: Senior Researcher; **Vyacheslav I. Korneev**¹: Engineer

§ Corresponding author

3. Kefeng Han. Employing hole-array recess of barrier layer of AlGaIn/GaN Heterostructures to reduce annealing temperature of Ohmic contact. *Semicond. Sci. Technol.*, 2017, vol. 32, no. 10, pp. 105010. DOI: 10.1088/1361-6641/aa867f

4. Greco G., Iucolano F., Bongiorno C., Giannazzo F., Kryskoc M., Leszczynski M., Roccaforte F. Ti/Al ohmic contacts on AlGaIn/GaN heterostructures with different defect density. *Appl. Surf. Sci.*, 2014, vol. 314, pp. 546—551. DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.07.018

5. Liu Z. H., Arulkumaran S., Ng G. I. Temperature dependence of Ohmic contact characteristics in AlGaIn/GaN high electron mobility transistors from -50 to 200 °C. *Appl. Phys. Lett.*, 2009, vol. 94, no. 14, pp. 142105. DOI: 10.1063/1.3114422

6. Li Y., Ng G. I., Arulkumaran S., Kumar C. M. M., Ang K. S., Anand M. J., Wang H., Hofstetter R., Ye G. Low-contact-resistance non-gold Ta/Si/Ti/Al/Ni/Ta ohmic contacts on undoped AlGaIn/GaN high-electron-mobility transistors grown on silicon. *Appl. Phys. Express*, 2013, vol. 6, no. 11, p. 116501. DOI: 10.7567/APEX.6.116501

7. Daryoush H. Zadeh, Shinichi Tanabe, Noriyuki Watanabe, Hideaki Matsuzaki. Characterization of interface reaction of Ti/Al-based ohmic contacts on AlGa_{0.3}N/GaN epitaxial layers on GaN substrate. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 2016. V. 55, N 5S, p. 05FH06. DOI: 10.7567/JJAP.55.05FH06
8. Kondakov M. N., Chernykh S. V., Chernykh A. V., Podgorny D. A., Gladysheva N. B., Dorofeev A. A., Didenko S. I., Kaprov D. B., Zhukova T. A. Effect of annealing conditions on electrical properties, surface morphology and microstructure of Mo/Al/Mo/Au ohmic contacts on AlGa_{0.3}N/GaN heterostructures. *Elektronnaya tekhnika, Ser. 2. Poluprovodnikovye pribory = Electron. Eng. Ser. 2. Semicond. Devices*, 2018, no. 2, pp. 40—47. (In Russ.)
9. Morkoc H. *Handbook of Nitride Semiconductors and Devices*. Vol. 1: Materials Properties, Physics and Growth. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH&Co. KGaA, 2008, 1311 p. DOI: 10.1002/9783527628438
10. Fedorov Yu. V., Mikhaylovich S., vol. Nitride HEMTs vs arsenides: The ultimate battle? *Modern Electron. Materials*, 2016, vol. 2, no. 1, pp. 1—6. DOI: 10.1016/j.moem.2016.08.006
11. Macherzynski W., Indykiewicz K., Paszkiewicz B. Chemical analysis of Ti/Al/Ni/Au ohmic contacts to AlGa_{0.3}N/GaN heterostructures. *Optica Applicata*, 2013, vol. XLIII, no. 1, pp. 67—72. DOI: 10.5277/oa130109
12. Klein B. A., Baca A. G., Armstrong A. M., Allerman A. A., Sanchez C. A., Douglas E. A., Crawford M. H., Miller M. A., Kotula P. G., Fortune T. R., Abate V. M. Planar ohmic contacts to Al_{0.45}Ga_{0.55}N/Al_{0.3}Ga_{0.7}N high electron mobility transistors. *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, 2017, vol. 6, no. 11, pp. S3067—S3071. DOI: 10.1149/2.0181711jss
13. Enisherlova K. L., Lutzau A. V., Seidman L. A., Temper E. M., Kononov A. M. Technological features of the ohmic contact formation in Ti-Al-Ni-Au-n-AlGa_{0.3}N-GaN system. *Elektronnaya tekhnika, Ser. 2. Poluprovodnikovye pribory = Electron. Eng. Ser. 2. Semicond. Devices*, 2013, no. 2, pp. 35—47. (In Russ.)
14. Ya-Hsi Hwang, Shihyun Ahn, Chen Dong, Weidi Zhu, Byung-Jae Kim, Lingcong Le, Fan Ren, Lind A. G., Dahl J., Jones K. S., Pearton S. J., Kravchenko I. I., Ming-Lan Zhang. Degradation mechanisms of Ti/Al/Ni/Au-based Ohmic contacts on AlGa_{0.3}N/GaN HEMTs. *J. Vac. Sci. Technol. B*, 2015, vol. 33, no. 3, p. 031212. DOI: 10.1116/1.4919237
15. Shinohara K., Regan D., Corrión A., Brown D., Tang, Y., Wong J., Candia G., Schmitz A., Fung H., Kim S., Micovic M. Self-aligned-gate GaN-HEMTs with heavily-doped n⁺-Ga_{0.3}N ohmic contacts to 2DEG. *International Electron Devices Meeting*, 2012, pp. 27.2.1—27.2.4. DOI: 10.1109/IEDM.2012.6479113
16. Givargizov E. I. Crystalline whiskers and nanotips. *Priroda*, 2003, no. 11, pp. 20—25. (In Russ.)
17. Lee S.-M., Cho S.-N., Cheon J. Anisotropic shape control of colloidal inorganic nanocrystals. *Adv. Mater.*, 2003, vol. 15, no. 5, pp. 441—444. DOI: 10.1002/adma.200390102
18. Dora Y., Chakraborty A., Heikman S., McCarthy L., Keller S., DenBaars S. P., Mishra U. K. Effect of ohmic contacts on buffer leakage of GaN transistors. *IEEE Electron Device Lett.*, 2006, vol. 27, no. 7, pp. 529—531. DOI: 10.1109/LED.2006.876306

Received February 12, 2019

* * *