

УДК 548.4

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ ДВУХСЛОЙНОЙ КОНТАКТНОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ Ti/Al

© 2012 г. К. Д. Ванюхин, Р. В. Захарченко, Н. И. Каргин, М. В. Пашков, Л. А. Сейдман  
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

### Введение

Большинство омических контактов к областям  $n$ -типа проводимости гетероструктур AlGaIn/GaN изготавливают из многослойной металлизации, включающей в себя, как правило, два нижних слоя металлов Ti/Al [1–8]. Во время отжига начинает формироваться омический контакт к нитриду галлия, для завершения формирования которого необходимы сравнительно высокие температуры в диапазоне 800–900 °C [7]. В результате отжига эти два нижних слоя металлизации (Ti/Al) обеспечивают низкое контактное сопротивление, взаимодействуя с полупроводником с образованием тонких слоев нитридов TiN и Al–Ti–N. Работа выхода этих образовавшихся слоев близка к работе выхода нитрида галлия. Эти слои при своем формировании создают много азотных вакансий в полупроводнике, действующих как доноры [1, 2, 9].

Наиболее популярна многослойная система Ti/Al/Ni/Au, в других вариантах этой металлизации никель заменен на тугоплавкие металлы или соединения [1–6, 9]. За нанесением многослойной металлизации следует формирование нужного рисунка металлизации с помощью технологии *lift-off*, и далее быстрый термический отжиг при высоких температурах 800–900 °C, во время которого формируются омические контакты к структурам AlGaIn/GaN.

Четкость линий контура и морфология поверхности — два важных аспекта металлизации, которые влияют на ход оставшейся части технологического процесса. Если четкость линий контура плохая, то невозможно получение малого промежутка между затвором и истоком транзистора [10]. Кроме того, если поверхность металлизации слишком грубая, то получение хорошего контраста маркерных знаков при совмещении в процессе фото- или электронной литографии затруднено [3, 10]. На рис. 1 показана морфология поверхности типичных контактов Ti/Al/Ni/Au после их отжига. Из рис. 1 видно, что поверхность не гладкая, а бугорчатая, измеренная разность высот неровностей превышала 300 нм. Такую же картину наблюдали в работах [1, 3, 4, 6, 10, 11].

Таким образом, при использовании металлизации Ti/Al/Ni/Au возникает проблема — грубая шероховатость поверхности, состоящая из крупных полусферических выпуклостей. Существуют различные мнения о причине этой проблемы: агломерация расплавленного алюминия при высоких температурах отжига [2, 3, 5, 6, 12] или возникновение расплава некоторых интерметаллидных соединений Au–Al [1, 5, 10], образующихся в результате взаимодействия алюминия с золотом через промежуточный слой барьерного металла, в частности никеля.

Для проверки, какой из механизмов превалирует, в данной

Широко распространенная в технологии приборов на основе GaN металлизация Ti/Al/Ni/Au имеет существенный недостаток: грубую шероховатую поверхность. Существуют различные мнения о причинах этого недостатка: агломерация расплавленного алюминия при высоких температурах отжига или возникновение расплава интерметаллидных соединений Au–Al, образующихся в результате взаимодействия алюминия с золотом через промежуточный слой барьерного металла, в частности никеля.

С целью проверки влияния первой причины исследована возможность образования шероховатой поверхности после отжига у двухслойной металлизации титан–алюминий Ti (12 нм)/Al (135 нм), которую наносили на пластины кремния с пленкой нитрида кремния толщиной 0,15 мкм. После нанесения металлизации подложки подвергали отжигу в потоке азота. Длительность отжига составляла 300 с при различных температурах в диапазоне 400–700 °C или 30 с при температуре 850 °C. После каждого отжига образцов оценивали результаты термообработки по поверхностному сопротивлению металлизации, внешнему виду и морфологии ее поверхности.

Показано, что во время отжига двухслойной металлизации Ti/Al в ней происходят взаимная диффузия металлов и их активное взаимодействие с образованием их химических соединений, формирующих интерметаллидные фазы, которые делают металлизацию более стойкой к последующим более высокотемпературным отжигам, окислению и химическому травлению. Обнаружено, что после отжига двухслойной металлизации Ti/Al возрастает шероховатость ее поверхности, что приводит к тому, что поверхность металлизации становится слегка матовой. Но образование крупных полусферических выпуклостей, как это происходит у многослойной металлизации Ti/Al/Ni/Au, не выявлено. Таким образом, гипотеза о возникновении грубой шероховатости в виде большого числа куполообразных выступов на поверхности контактной металлизации из-за каплеобразования в слое алюминия в результате его плавления при высоких температурах отжига не подтверждена.

**Ключевые слова:** омические контакты, контактная металлизация, нитрид галлия, металлизация титан–алюминий, электронно–лучевое испарение, термический отжиг металлизации.

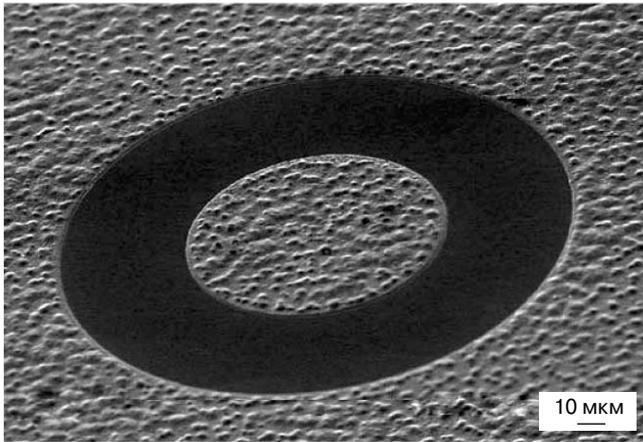


Рис. 1. Морфология поверхности контактов Ti/Al/Ni/Au, полученная на сканирующем электронном микроскопе [3]

работе исследовали возможность образования шероховатой поверхности после отжига у двухслойной металлизации титан—алюминий, являющейся основой подавляющего числа систем металлизации к *n*-области GaN.

**Образцы и методы исследования**

В качестве подложек использовали пластины кремния диаметром 76 мм с пленкой нитрида кремния толщиной 0,15 мкм, нанесенной методом CVD на установке SPTS LPX CVD. Пленка нитрида кремния нужна была для исключения взаимодействия системы металлизации с материалом подложки, что позволяло исследовать в чистом виде результаты взаимодействия пленок титана и алюминия. На эти подложки наносили двухслойную металлизацию Ti(12 нм)/Al(135 нм). Такое большое соотношение толщин пленок было выбрано для оценки влияния относительно небольшой концентрации титана в металлизации. Для сравнения были изготовлены образцы с нанесенной однослойной пленкой алюминия толщиной 135 нм.

Нанесение металлизации проводили в установке Kurt J. Lesker PVD 75. Испарение металлов вели из вольфрамовых лодочек. Расстояние от испарителя до подложек составляло 215 мм. Подложки во время нанесения не нагревали. Скорость нанесения поддерживали постоянной с помощью кварцевого датчика скорости нанесения и толщины пленки. Испарение останавливали по достижении заданной толщины пленки. После нанесения металлизации подложки затем подвергали отжигу в потоке азота в печи RTP-600. Длительность отжига — 300 с при различных температурах в диапазоне 400—700 °C или 30 с при температуре 850 °C. После каждого отжига образцов оценивали результаты термообработки по поверхностному сопротивлению металлизации, матовости ее поверхности, оцениваемой на глаз, и морфологии поверхности металлизации.

Толщину пленок проверяли на профилометре DektalXT Stylus Profiling System (фирмы Bruker

Nano GmbH, Германия). Поверхностное сопротивление металлизации измеряли на четырехзондовой установке RMS-EL. Морфологию поверхности полученных систем металлизации оценивали на лазерном микроскопе 3D Measuring Laser Microscope OLS4000. Контроль фазового состава проводили рентгеновским методом на однокристалльном многофункциональном дифрактометре ХМД-30, оснащенный поляризованной оптикой Кумахова.

**Результаты эксперимента и их обсуждение**

Кремниевые подложки, покрытые нитридом кремния, с нанесенной на них металлизацией Ti/Al отжигали сначала в течение 300 с при температурах в диапазоне 400—750 °C (первая стадия отжига). После отжига контролировали поверхностное сопротивление металлизации; полученные результаты сведены в табл. 1. Затем образцы подвергали второй стадии: быстрому отжигу (30 с) при 850 °C и снова измеряли поверхностное сопротивление металлизации. Полученные результаты также представлены в табл. 1.

Во время первой стадии отжига длительностью 300 с поверхностное сопротивление металлизации росло с ростом температуры отжига (см. табл. 1). Это обусловлено взаимной диффузией металлов, ростом степени их взаимодействия с образованием их различных химических соединений, имеющих существенно большее удельное сопротивление, чем чистый алюминий [13]. Как видно из данных табл. 1, взаимодействие начинается при 400 °C, что проявляется в незначительном росте поверхностного сопротивления покрытия до 0,8 Ом/кв. Но взаимодействие металлов еще не успевает пройти до конца, что подтверждается результатами работ [8, 12]. Более высокая степень взаимодействия достигается при температуре отжига 500 °C, после которого сопротивление возрастает до 1,62 Ом/кв. При более высоких температурах 600—850 °C одностадийный отжиг приводит

Таблица 1

**Поверхностное сопротивление металлизации Ti/Al после первой и второй стадий отжига**

Температура обработки, °C	Поверхностное сопротивление, Ом/кв	Температура обработки, °C	Поверхностное сопротивление, Ом/кв
<i>Первая стадия, 300 с</i>		<i>Вторая стадия, 30 с</i>	
400	0,65—0,8	850	390
500	1,62	850	350
600	140	850	140
700	228	850	350
750	334	—	—
—	—	850	342
<i>Примечание.</i> Исходное поверхностное сопротивление металлизации Ti/Al составляло 0,43 Ом/кв.			

к значительному возрастанию поверхностного сопротивления металлизации до 140—334 Ом/кв.

Вторая стадия отжига длительностью 30 с при 850 °С, как это видно из табл. 1, сопровождается дальнейшим увеличением поверхностного сопротивления металлизации до предельного для данной конструкции металлизации значения 340—390 Ом/кв, т. е. в 790—900 раз больше по отношению к величине после нанесения, независимо от наличия или отсутствия первой стадии отжига (исключение составляет образец, отожженный на первой стадии при 600 °С). Следовательно, взаимодействие металлов в металлизации продолжается во время кратковременной второй стадии отжига и заканчивается практически полным завершением реакции титана с алюминием. Это проявилось также в том, что отожженное двухслойное покрытие перестало растворяться в горячей (80 °С) ортофосфорной кислоте ( $H_3PO_4$ ), в которой чистая алюминиевая пленка растворялась в течение нескольких секунд.

В двухслойной металлизации после отжига интерметаллические соединения титана с алюминием

образуют соответствующие фазы. Это было подтверждено с помощью рентгеновской дифрактометрии (рис. 2), выявившей, что после отжига при 850 °С в течение 30 с сформировались следующие фазы: преобладающая  $TiAl_3$  (201)  $2\theta = 40,20^\circ$  и менее выраженная фаза  $AlTi$  (002) или/и  $Al_2Ti$  (002) (600)  $2\theta = 46,85^\circ$  (см. рис. 2, а). А после двухступенчатого отжига (700 °С, 300 с + 850 °С, 30 с) была дополнительно обнаружена фаза  $AlTi_3$  (201)  $2\theta = 41,17^\circ$  (см. рис. 2, б). Таким образом, процесс образования фаз прошел более глубоко во время сравнительно длительного отжига на первой стадии, чем во время короткой второй, хотя и более высокотемпературной стадии.

Особый режим — отжиг на первой стадии при 600 °С: сопротивление образца, прошедшего отжиг при этой температуре в течение 300 с, составляло 140 Ом/кв, и после второй стадии отжига оно не изменилось. Таким образом, после двухстадийного отжига металлизация имеет наименьшее сопротивление, если на первой стадии температура отжига была 600 °С (см. табл. 1).

Одновременно с изменениями сопротивления металлизации в результате отжига следили за изменениями внешнего вида и морфологии поверхности металлизации (рис. 3 и 4, четвертая стр. обложки). Практика показывает, что после нанесения на ненагретые подложки исследуемых систем металлизации Al, Ti/Al и Ti/Al/Ni/Au их поверхности всегда были зеркально гладкие. Ростовую шероховатость поверхности, понимаемую в данном случае как разность высот между выступами и впадинами на поверхности металлизации, была измерена на лазерном микроскопе. Она не превышала 12—15 нм. Видимая матовость поверхности возникала только после отжига. Например, после одностадийного отжига при 850 °С поверхность системы Ti/Al/Ni/Au приобретала характерный шероховатый вид (см. рис. 1).

У исследуемой здесь двухслойной металлизации после первой стадии отжига при 600 °С и выше поверхность становилась на вид слегка матовой, причем после отжига при 700 и 750 °С более матовой, чем после отжига при 600 °С. Эту матовость можно объяснить шероховатостью поверхности, увеличившейся из-за прошедших во время отжига процессов рекристаллизации. После отжига шероховатость поверхности различных образцов составляла 80—130 нм. Такая шероховатость способна рассеивать свет и создать впечатление легкой матовости.

Кроме того, матовость была обусловлена впадинами на поверхности металлизации (рис. 5, четвертая стр. обложки),

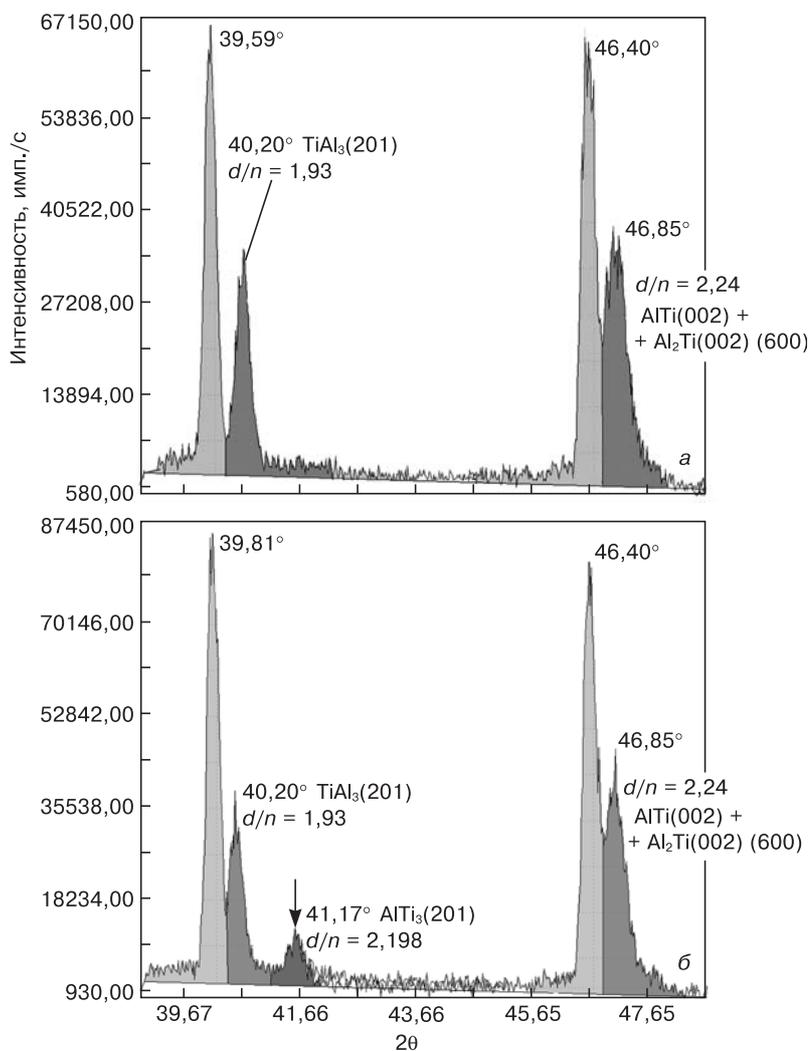


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы двух образцов после отжига в течение 30 с при 850 °С (а) и после двухступенчатого отжига в течение 300 с при 700 °С и 30 с при 850 °С (б). Стрелка — пик, соответствующий фазе  $AlTi_3$

видимыми как темные участки на фотографиях поверхности образцов (см. рис. 3 и 4, четвертая стр. обложки). Их глубина достигала толщины металлизации примерно 140—150 нм, эти впадины также способны рассеивать свет. Таким образом, после отжига в различных режимах поверхность металлизации Ti/Al отличается от поверхности металлизации Ti/Al/Ni/Au (см. рис. 1), матовость которой была обусловлена полусферическими выступами, а не впадинами или шероховатостью.

Различная цветность отдельных областей поверхности металлизации, видимая на каждой из полученных в сканирующем лазерном микроскопе фотографий (см. рис. 3—5, четвертая стр. обложки), свидетельствует о различиях в составе и структуре этих областей. Видимые на фотографиях удлиненные образования среди фона другого цвета — это кристаллы (дендриты) интерметаллидной фазы, и в промежутках между ними видны другие интерметаллидные фазы [14].

Сравнение морфологии поверхности образцов после одностадийного отжига длительностью 300 с показало, что после отжига при 400 °С изменений морфологии поверхности не было заметно. Для образования дендритов необходимы были более высокие температуры (см. рис. 3, а—в, четвертая стр. обложки). Причем размер дендритов после отжига в течение 300 с при 600 °С был самый крупный, тогда как после отжига в течение 300 с при 700 и 750 °С их размеры меньше, чем после отжига 300 с при 600 °С. На рис. 3, г (см. четвертую стр. обложки) показана морфология поверхности двухслойной металлизации Ti/Al после одностадийного быстрого отжига при 850 °С в течение 30 с. Из рис. 3, г (см. четвертую стр. обложки) видно, что во время этого кратковременного отжига при высокой температуре образование дендритов только началось.

Когда быстрый отжиг (30 с при 850 °С) использовали в качестве второй стадии отжига, то размер дендритов немного увеличился, т. е. процесс роста кристаллов продолжился (см. рис. 4, в и г, четвертая

стр. обложки). Размер и концентрация дендритов при двухстадийном отжиге изменялись с ростом температуры первой стадии отжига (см. рис. 4, четвертая стр. обложки). Если после первой стадии отжига при 400 °С образование дендритов не наблюдали, то после второй стадии быстрого отжига при 850 °С оно только начинается (см. рис. 4, а, четвертая стр. обложки), также, как это было только после одного быстрого отжига (см. рис. 3, г, четвертая стр. обложки). Если на первой стадии температура отжига составляла 500—700 °С, то дендриты формировались по всей металлизации (рис. 4, б—г, четвертая стр. обложки). Это означает, что вторая стадия отжига слишком короткая, чтобы в ней прошли процессы роста дендритов, приводящие структуру пленок к одинаковому виду, не зависящему от режима отжига на первой стадии. То есть дендритная структура металлизации формируется в основном на первой более длительной стадии отжига при температурах 500—700 °С уже после образования интерметаллидных соединений.

Для того, чтобы сильнее выявить роль титана в формировании структуры двухслойной металлизации Ti/Al, провели отжиг однослойной металлизации из пленки Al той же толщины, нанесенной на такую же инертную подложку из кремния с покрытием из нитрида кремния. Оказалось, что здесь тоже имеют место изменения сопротивления пленки и морфологии ее поверхности. Результаты сведены в табл. 2 и показаны на рис. 6 (см. четвертую стр. обложки). Однако, в отличие от двухслойной металлизации титан—алюминий, у которой изменения начинаются при 500 °С и практически заканчивается при 600 °С (см. табл. 1), изменения в пленке алюминия начинаются после отжига только при температурах не менее 600 °С (см. табл. 2).

Пленка алюминия после нанесения имела зеркальную поверхность, на которой не было видно неровностей при увеличении до  $\times 4000$ . Из данных табл. 2 и рис. 6, а (см. четвертую стр. обложки) видно, что отжиг даже при температуре 500 °С не меняет вида поверхности пленки алюминия. После отжига при 600 °С, т. е. ниже, но вблизи температуры плавления алюминия, наблюдается процесс образования невысоких бугров на поверхности в результате поверхностной диффузии атомов алюминия, приводящий к агломерации алюминия (см. рис. 6, б, четвертая стр. обложки). При этом сопротивление пленки изменилось незначительно. А после отжига при температурах 700 °С и выше, т. е. превышающих температуру плавления, образовались причудливые выступы (см. рис. 6, в—г, четвертая стр. обложки).

Исследование последствий отжига пленок алюминия показало, что заметные изменения сопротивления пленки и морфологии ее поверхности начинаются лишь после отжига в течение 300 с при 600 °С, после которого пленка стала матовой. Более существенные изменения произошли после отжига при температурах выше 700 °С, т. е. выше температуры

Таблица 2

**Результаты отжига однослойной металлизации из алюминиевой пленки, нанесенной на подложку кремния с покрытием из нитрида кремния**

Режим обработки	Поверхностное сопротивление после отжига, Ом/кв	Вид поверхности
Без обработки	0,85	Зеркальная
500 °С, 300 с	0,43	Зеркальная
600 °С, 300 с	0,74	Матовая
700 °С, 300 с	4	Очень матовая
850 °С, 30 с	5,5	Матовая

плавления алюминия: пленка стала очень матовой из-за образования выступов (см. рис. 6, б—2, четвертая стр. обложки). Одновременно поверхностное сопротивление пленки возросло почти на порядок, что объясняется рассеянием электронов на шероховатой поверхности пленки и утончением пленки в областях между выступами. Таким образом, при отжиге выше температуры плавления алюминия происходит процесс расплавления и последующей кристаллизации алюминия, проявляющейся в образовании высоких выступов на поверхности (см. рис. 6, четвертая стр. обложки). Такие наблюдения позволили авторам работ [2, 3, 5, 6, 12] утверждать, что возникновение шероховатости поверхности металлизации Ti/Al/Ni/Au после отжига тоже есть результат плавления слоя алюминия.

Во всех случаях пленки алюминия после отжига, по данным лазерной микроскопии, не демонстрировали цветности отдельных участков поверхности пленки, как это было свойственно отожженному двухслойному покрытию титан—алюминий. Это говорит о фазовой однородности пленок алюминия и об отсутствии в них дендритов. Это значит, что в предыдущих экспериментах с отжигом двухслойного покрытия Ti/Al образование дендритов и увеличение сопротивления в сотни раз было связано именно с образованием новых интерметаллидных фаз в системе титан—алюминий.

Действительно, в экспериментах с двухслойным покрытием Ti/Al во время отжига имеет место взаимная диффузия металлов [8, 12—14], в результате которой алюминий образует с титаном различные химические соединения со строго определенным соотношением компонентов в каждом. Так, в системе титан—алюминий образуются два основных интерметаллидных соединения: TiAl и Al<sub>3</sub>Ti [12, 15], плавящихся при соответствующих постоянных температурах ~1450 и ~1350 °C [14, 16], которые существенно выше температуры плавления алюминия (660 °C) и температур отжига. Это делает металлизацию более стабильной и надежной, так как интерметаллидные соединения более стойки к окислению и химическому травлению, чем по отдельности алюминий или титан, и их температура плавления выше, чем у алюминия. Поэтому в последующей более высокотемпературной стадии отжига двухслойное покрытие уже не плавится и не образует выступов, существенно портящих морфологию поверхности металлизации. После образования интерметаллидных соединений во время отжига имеет место формирование интерметаллидных фаз, проявляющееся в росте дендритов. Одновременно происходит образование шероховатости и впадин на поверхности покрытия, ответственных за легкую матовость поверхности этих покрытий.

То, что вторая высокотемпературная стадия отжига не сформировала такую же дендритную структуру в покрытии (см. рис. 5, четвертая стр. обложки),

как в образце после одностадийного отжига в том же режиме (см. рис. 4, 2, четвертая стр. обложки), говорит о том, что во время первой стадии отжига при температурах 400 °C и выше покрытие уже стабилизировалось за счет взаимной диффузии титана и алюминия и образования их соединений. То есть процессы взаимной диффузии и образования интерметаллидных соединений предваряют процессы роста дендритов. Эти эксперименты подтверждают идеи, заявленные в работах [9, 17], о положительном влиянии предварительного отжига при температурах 400—600 °C на результаты окончательной стадии отжига при высоких температурах 800—900 °C. Таким образом, в двухслойной металлизации титан—алюминий при отжиге в течение 300 с образование дендритов начинается при 400 °C и практически заканчивается при 500—700 °C, и последующий кратковременный отжиг в течение 30 с при 850 °C не оказывает существенного влияния. Появление жидкой фазы не отмечено ни в одном режиме отжига.

### Заключение

Показано, что кристаллическая структура двухслойной металлизации и морфология ее поверхности определяются температурой отжига в азоте и его длительностью. Установлено, что в двухслойной металлизации Ti/Al даже со сравнительно низким содержанием титана во время ее отжига происходят взаимная диффузия металлов и их активное взаимодействие с образованием их химических соединений. Затем из этих соединений формируются интерметаллидные фазы, которые делают металлизацию более стойкой к последующим более высокотемпературным отжигам, окислению и химическому травлению. Процессы рекристаллизации сопровождаются увеличением поверхностного сопротивления металлизации в сотни раз. После отжига двухслойной металлизации Ti/Al возрастает ростовая шероховатость ее поверхности и образуются отдельные неровности в виде впадин, которые рассеивают свет, что приводит к тому, что поверхность металлизации становится слегка матовой. А крупные полусферические выпуклости, как это происходит у многослойной металлизации Ti/Al/Ni/Au, не образуются. Таким образом, гипотеза о возникновении большой шероховатости в виде большого числа куполообразных выступов на поверхности контактной металлизации приборов на основе GaN из-за каплеобразования в слое алюминия в результате его плавления при высоких температурах отжига не подтвердилась. Следовательно, в возникновении куполообразных выпуклостей на поверхности многослойной металлизации Ti/Al/Ni/Au большую роль играют слои никеля и золота. Как эти слои влияют на морфологию поверхности многослойной металлизации Ti/Al/Ni/Au после отжига, будет исследовано в следующей работе.

Библиографический список

1. **Chaturvedi, N.** Mechanism of ohmic contact formation in AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> high electron mobility transistors / N. Chaturvedi, U. Zeimer, J. Wurfl, G. Trankle // *Semicond. Sci. Technol.* – 2006. – V. 21, N 2. – P. 175–179.
2. **Abhishek, Motayed** Electrical, thermal, and microstructural characteristics of Ti/Al/Ti/Au multilayer Ohmic contacts to *n*-type Ga<sub>N</sub> / Abhishek Motayed, Ravi Bathe, M. C. Wood, O. S. Diouf, R. D. Vispute, S. N. Mohammad. // *J. Appl. Phys.* – 2003. – V. 93, N 2. – P. 1087–1094.
3. **Jacobs, B.** Towards integrated AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> based X-band high-power amplifiers. Proefschrift / B. Jacobs. – Eindhoven: Technische Universiteit Eindhoven, 2004. – 204 p.
4. **Vasil'ev, A. G.** SVCh–pribory i ustroystva na shirokazonnyh poluprovodnikah / A. G. Vasil'ev, Yu. V. Kolkovskii, Yu. A. Koncevoi. – M.: Tehnosfera, 2011. – 416 p.
5. **Roccaforte, F.** Nanoscale carrier transport in Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts on AlGa<sub>N</sub> epilayers grown on Si(111) / F. Roccaforte, F. Iucolano, F. Giannazzo, A. Alberti, V. Raineri // *Appl. Phys. Lett.* – 2006. – V. 89, P. 022103 1–3.
6. **Jacobs, B.** Optimisation of the Ti/Al/Ni/Au ohmic contact on AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> FET structures. / B. Jacobs, M. C. J. C. M. Kramer, E. J. Geluk, F. Karouta // *J. Cryst. Growth.* – 2002. – V. 241. – P. 15–18.
7. **Kuznecov, G. D.** Omicheskie kontakty k Ga<sub>N</sub> / G. D. Kuznecov, V. P. Sushkov, A. R. Kushkov, I. G. Ermoshin, B. A. Bilalov // *Izv. vuzov. Materialy elektron. tehniki.* – 2009. – N 3. – S. 4–13.
8. **Luther, B. P.** Investigation of the mechanism for Ohmic contact formation in Al and Ti/Al contacts to *n*-type Ga<sub>N</sub> / B. P. Luther, S. E. Mohney, T. N. Jackson, M. Asif Khan, Q. Chen, J. W. Yang // *Appl. Phys. Lett.* – 1997. – V. 70, N 1. – P. 57–59.
9. **Yan, Wei.** Analysis of the ohmic contacts of Ti/Al/Ni/Au to AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMTs by the multi-step annealing process / Yan Wei, Zhang Renping, Du Yandong, Han Weihua, Yang Fuhua // *J. Semicond.* – 2012. – V. 33, N 6. – P. 064005 1–6.
10. **Xin, H. P.** Optimization of AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMT Ohmic contacts for improved surface morphology with low contact resistance. / H. P. Xin, S. Poust, W. Sutton, D. Li, D. Lam, I. Smorchkova, R. Sandhu, B. Heying, J. Uyeda, M. Barsky, M. Wojtowicz, R. Lai. – Portland (USA), 2010. – P. 149 1–4.
11. **Xin, Kong.** Role of Ti/Al relative thickness in the formation mechanism of Ti/Al/Ni/Au Ohmic contacts to AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> heterostructures / Xin Kong, Ke Wei, Guoguo Liu, Xinyu Liu // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 2012. – V. 45. – P. 265101 1–8.
12. **Gasser, S. M.** Reaction of aluminum-on-titanium bilayer with Ga<sub>N</sub>: Influence of the Al : Ti atomic ratio / S. M. Gasser, E. Kolawa, M.–A. Nicolet // *J. Electron. Mater.* – 1999. – V. 28. – P. 949–954.
13. Tonkie plenki. Vzaimnaya diffuziya i reakcii / Pod red. Dzh. Pouta, K. Tu, Dzh. Meiera. – M.: Mir, 1982. – 576 s.
14. **Dobos, L.** Al and Ti/Al contacts on *n*-Ga<sub>N</sub> / L. Dobos, B. Pecz, L. Toth, Zs. J. Horvath, Z. E. Horvath, E. Horvath, A. Toth, B. Beaumont, Z. Bougrioua // *Vacuum.* – 2010. – V. 84. – P. 228–230.
15. **Klopotov, A. A.** Sistema Ti–Al. Simmetriynye aspekty / A. A. Klopotov, M. G. Dement'eva, A. I. Dolidchik, N. O. Solonicina, E. V. Kozlov // *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya.* – Tomsk, 2006. – P. 112–120.
16. **Liu, Q. Z.** A review of the metal–Ga<sub>N</sub> contact technology / Q. Z. Liu, S. S. Lau // *Solid State Electron.* – 1998. – V. 42, N 5. – P. 677–691.
17. **Feng, Q.** The improvement of ohmic contact of Ti/Al/Ni/Au to AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> HEMT by multi-step annealing method / Q. Feng, L. M. Li, Y. Hao, J. Y. Ni, J. C. Zhang // *Solid-State Electronics.* – 2009. – V. 53, N 9. – P. 955–958.

*Работа выполнена при поддержке Министерства образования РФ с использованием оборудования ЦКП «Гетероструктурная СВЧ-электроника и физика широкозонных полупроводников», в том числе в рамках проекта «Разработка конструкции и промышленной технологии изготовления твердотельных компонентов на широкозонном материале GaN» № 138/2010У от 10.08.2010 г.*

*Авторы благодарны сотрудникам ОАО «НПП «Пульсар» с.н.с. А. В. Лютцау и с.н.с. Э. М. Темпер за проведенные рентгеноструктурные исследования.*



**МИСИС**  
ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ

Научно-образовательные центры МИСИС

## Издательский Дом МИСИС предлагает:

**Научно-образовательные центры МИСИС** / Колл. авторов. – М.: Издательский дом МИСИС, 2010. – 176 с.  
ISBN 978-5-87623-363-9

Представлена информация о научно-образовательных центрах различного профиля Национального исследовательского технологического университета «МИСИС», ориентированных на потребителя как научной продукции, так и образовательных услуг. Подобные центры — новая форма организации научно-исследовательской и учебной работы в системе высшего образования в современных рыночных условиях.

Книга представляет большой интерес для научных и инженерно-технических работников, производителей наукоемкой продукции и специалистов, занятых в областях разработки новых материалов и высоких технологий, а также для руководителей организаций и предприятий, заинтересованных в целевой подготовке высококвалифицированных специалистов.

*Книгу можно приобрести за наличный и безналичный расчет*

**Адрес:** Ленинский проспект, д. 4, главный корпус МИСИС, цокольный этаж.  
**Тел.:** (495) 638-44-28,  
(495) 638-45-31