

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ТЕХНОЛОГИЙ
МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОНИКИ И МАТЕМАТИКИ
(ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)

ТРУДЫ

XX МЕЖДУНАРОДНОГО СОВЕЩАНИЯ «РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА ТВЁРДОГО ТЕЛА»

(Севастополь, 5 июля – 10 июля 2010 г.)

под редакцией заслуженного деятеля науки РФ, д.ф.-м.н.,
проф. Бондаренко Г.Г.

Том 1

Москва - 2010

РАДИАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В ОМИЧЕСКИХ И БАРЬЕРНЫХ
КОНТАКТАХ К ФОСФИДУ ИНДИЯ, СОДЕРЖАЩИХ ПОЛИКРИ-
СТАЛЛИЧЕСКИЕ И АМОРФНЫЕ ДИФФУЗИОННЫЕ БАРЬЕРЫ

Беляев А.Е.¹, Болтовец Н.С.², Бобыль А.В.³, Иванов В.Н.², Капитан-
чук Л.М.⁴, Кладько В.П.¹, Конакова Р.В.¹, Кудрик Я.Я.¹, Литвин О.С.¹,
Миленин В.В.¹,
Новицкий С.В.⁵, Шеремет В.Н.¹

¹Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Ук-
раины

(03028 просп. Науки, 41, Киев, Украина, e-mail: konako-
va@isp.kiev.ua)

²Государственное предприятие НИИ «Орион»

(03057 ул. Э.Потье, 8-а, Киев, Украина, e-mail: bms@i.kiev.ua)

³Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН
(194021 Санкт-Петербург, Россия)

⁴Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
(03068, ул. Боженко, 11, Киев, Украина)

⁵Житомирский государственный университет им. И.Я. Франка
(10008, ул. Б. Бердичевская, 40, Житомир, Украина)

Введение

Фосфид индия является одним из немногих полупроводниковых ма-
териалов используемых для создания диодов Ганна, особенно милли-
метрового и субмиллиметрового диапазонов длин волн [1-5]. Интерес к
элементной базе СВЧ электроники миллиметрового диапазона длин
волн и InP, как одного из наиболее предпочтительных материалов для
изготовления диодов Ганна, связан с малыми потерями СВЧ мощности
при прохождении сигналов в неблагоприятных условиях, увеличением
объема и скорости передачи информации, а также рядом преимуществ,
обусловленных электрофизическими свойствами InP. Обладая более
высокой дрейфовой скоростью и более высокой теплопроводностью,
чем GaAs, фосфид индия благодаря этим свойствам перспективен для
создания высокоэффективных генераторных диодов Ганна короткого
миллиметрового диапазона. Однако, как в никаком другом приборе,
реализация этих преимуществ InP существенно зависит от качества
омических контактов, а в микроволновых диодах с барьером Шоттки и
полевых транзисторах еще и от качества барьерных контактов. И если

термостойкость контактной металлизации к InP достаточно хорошо изучена, то о влиянии ионизирующей радиации на свойства омических и барьерных контактов известно мало. Заметим также, что к настоящему времени установлено, что параметры омических и барьерных контактов к InP зависят от контактирующих металлов, обработки поверхности, температурных режимов формирования контактов, определяющих процессы межфазной диффузии (массопереноса) и химических реакций, от которых зависят фазовый состав контактирующих материалов и свойства переходных слоев на границах раздела металл-InP.

Для повышения термической устойчивости контактов в слоях металлизации между верхним слоем (чаще всего Au) и контактообразующим формируют буферные слои (диффузионные барьеры). Как правило, все пленки металлов (сплавов), входящих в контактную металлизацию — поликристаллические. Поэтому долговременная работа таких контактов в InP приборах при повышенной температуре и большой рассеиваемой мощности оказывается ограниченной межзеренной диффузией компонентов металлизации и полупроводника.

Термостойкость контактов можно поднять если исключить или существенно замедлить диффузию (массоперенос компонентов металлизации и полупроводника) по границам зерен. Для контактов к широкозонным полупроводникам для этих целей были предложены диффузионные барьеры из аморфных (квазиаморфных) сплавов внедрения [6, 7]. Такими сплавами являются нитриды, бориды, вольфраматы тугоплавких металлов. В работах [7, 8] было показано, что барьерные контакты Au-TiB_x-n-n⁺-n⁺⁺-InP являются термостойкими до 600°C. Усиление массопереноса после отжига при T=800°C связано с релаксацией внутренних механических напряжений в контактной металлизации путем ее растрескивания. В то же время на расколовшихся фрагментах такого образца сохраняется слоевая структура металлизации и барьерные свойства. При этом вплоть до термоотжига при T=800°C пленка TiB_x остается квазиаморфной, что и обеспечивает высокую термостойкость контакта. Однако радиационная стойкость контактов к InP с аморфным (квазиаморфным) барьерным слоем TiB_x и омических контактов Au-Pd-Ti-Pd-n⁺⁺-InP, сформированных поликристаллическими слоями металлизации не изучалась.

Цель данной работы состоит в исследовании радиационной устойчивости барьерных контактов Au-TiB_x-n-n⁺-n⁺⁺-InP и омических контактов Au-Pd-Ti-Pd-n-InP при облучении γ -квантами ⁶⁰Co до доз 10⁸ P и

10^9 Р исходных и прошедших быстрые термические обработки (БТО) контактных структур.

Методика эксперимента

Барьерная структура $\text{Au-TiB}_x\text{-n-n}^+\text{-n}^{++}\text{InP}$ формировалась магнетронным распылением TiB_x (50 нм) и Au (50 нм) в одном технологическом цикле. Омические контакты создавались последовательным резистивным напылением Pd (30 нм), Ti (50 нм), Pd (100 нм) и Au (100 нм), и в вакууме $\sim 10^7$ Торр. В обоих случаях металлизация осуществлялась на подогретую до 300°C и предварительно подвергнутую фотонной очистке поверхность подложки $\text{n}^{++}\text{-InP}$ (омические контакты) или поверхность n-n^+ слоя InP (барьерные контакты). Концентрация легирующей примеси в $\text{n}^{++}\text{-InP}$ составляла $\sim 10^{18}$ см^{-3} , толщина подложки была ~ 350 мкм, в активных эпитаксиальных слоях толщиной $\sim 2\div 3$ мкм концентрация не превышала $4\cdot 10^{16}$ см^{-3} и $5\cdot 10^{17}$ см^{-3} — в буферных слоях $\text{n}^+\text{-InP}$. Формирование слоев TiB_x с размерами упорядоченных участков в пленке ≤ 3 нм, осуществлялась при токе разряда 0,4 А и позволяло получать квазиаморфные пленки TiB_x , структура которых не

изменялась после БТО при $T=300$ (400°C) и после облучения до дозы $2\cdot 10^8$ Р, что подтверждается приведенными на рис.1 рентгенодифрактограммами контактных

структур $\text{Au-TiB}_x\text{-n-n}^+\text{-n}^{++}\text{InP}$ исходной облученной γ -квантами ^{60}Co до

дозы $2\cdot 10^8$ Р и прошедшей БТО при 400°C и облученной до дозы $2\cdot 10^8$ Р.

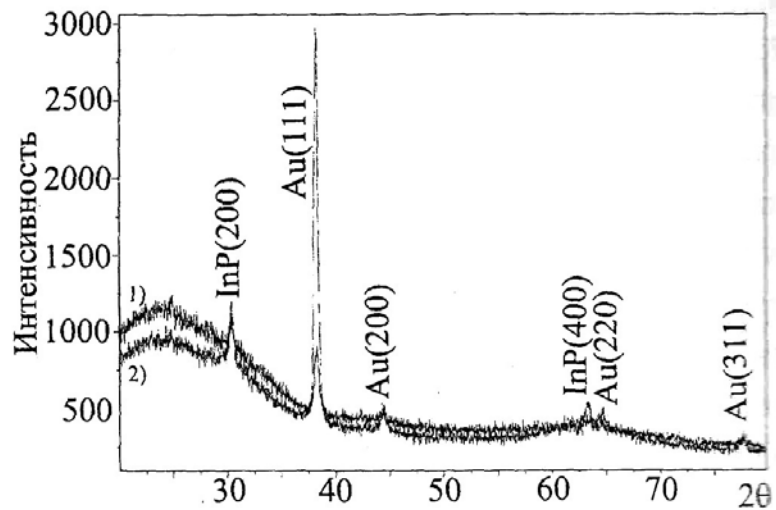


Рис.1 Рентгенодифрактограммы контактных структур $\text{Au-TiB}_x\text{-InP}$: исходной облученной γ -квантами ^{60}Co до дозы $2\cdot 10^8$ Р (1) и прошедшей БТО при 400°C и облученной до дозы $2\cdot 10^8$ Р (2)

Фазовый состав омической металлизации после всех внешних воздействий практически не изменялся. Пленки Pd, Ti и Au оставались поликристаллическими, что подтверждается типичными рентгенодифрактограммами от исходного образца и подвергнутых БТО при 300(400°C) приведенными на рис. 2. Радиационное воздействие до дозы 10^8 Р исходного образца, а также прошедшего БТО при 400°C не изменило вид дифрактограмм.

Исследовались два типа образцов: диодные структуры и тестовые структуры площадью 1×1 см для измерения профилей распределения

компонентов в слоях металлизации методом электронной Оже-спектроскопии и рентгенофазового анализа, а также TLM контакты – для измерения удельного контактного сопротивления

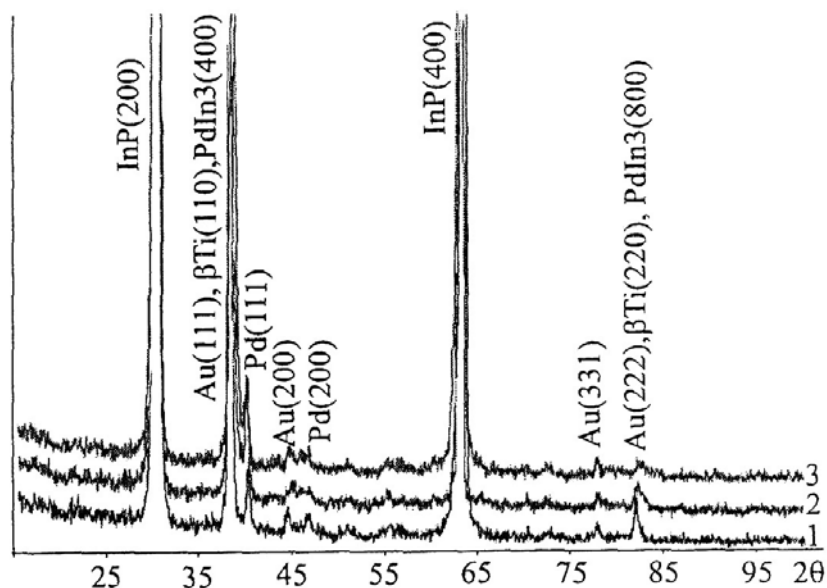


Рис.2 Рентгенодифрактограммы исходной (1) контактной структуры Au-Pd-Ti-Pd-InP и прошедшей БТО при 300°C (2) и при 400°C (3)

Диодные структуры диаметром 100 мкм формировались с помощью фотолитографии. На них измерялись вольтамперные характеристики (ВАХ), из которых рассчитывались высота барьера ϕ_b и фактор идеальности n .

Часть диодных и тестовых структур подвергались БТО при 300(400°C) с последующим облучением γ -квантами ^{60}Co до доз 10^8 и 10^9 Р. Облучению такими дозами подвергались и исходные (не подвергнутые БТО) образцы.

До и после внешних воздействий измерялись электрические характеристики барьерных и омических контактов, профили распределения компонентов и фазовый состав в слоях металлизации.

Экспериментальные результаты и обсуждение.

На рис. 3 представлены данные послойного Оже-профилирования контактов Au-Pd-Ti-Pd- n^+ InP до и после БТО и облучения γ -квантами ^{60}Co до дозы 10^8 Р.

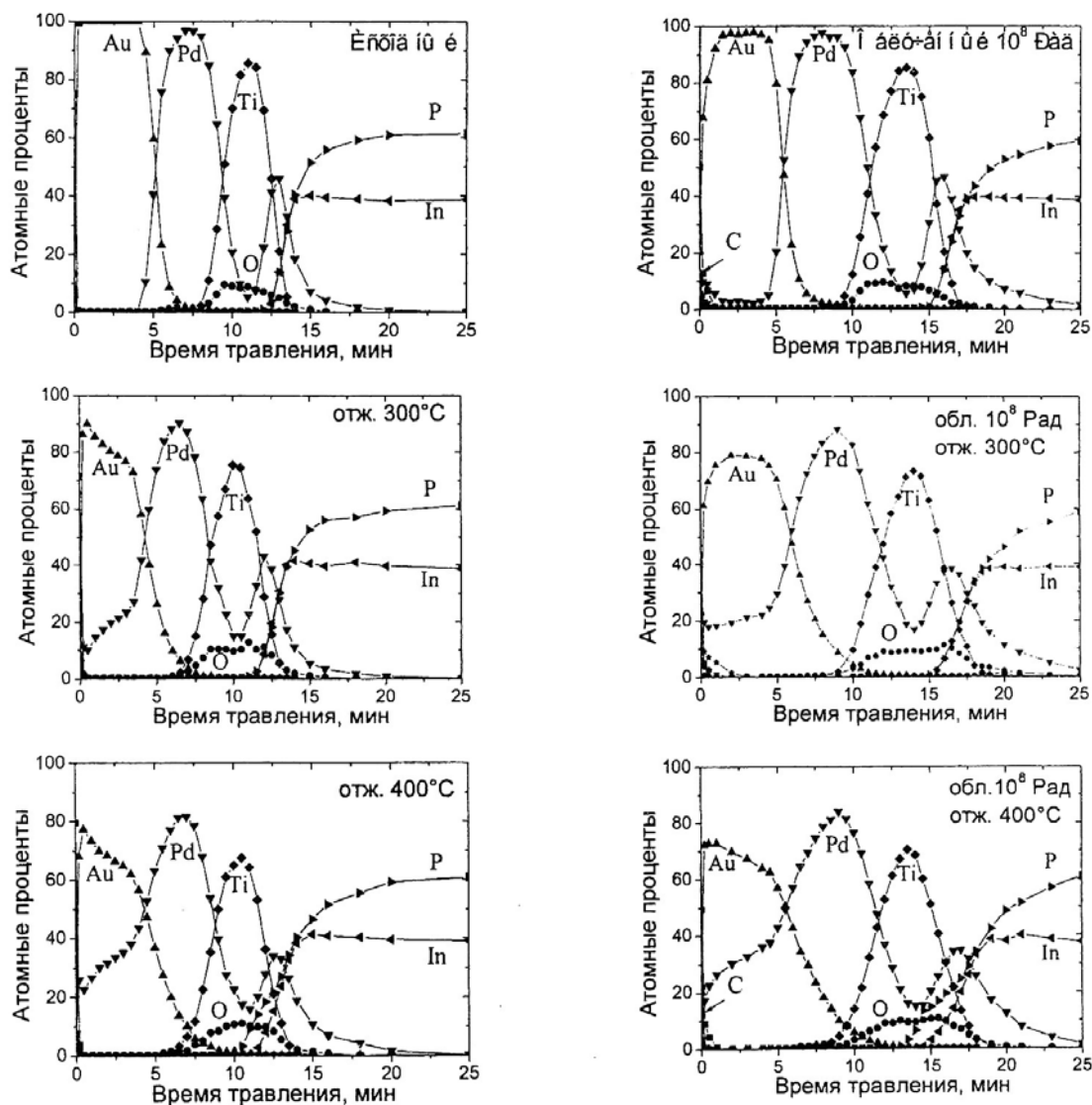


Рис. 3 Профили распределения компонентов контакта Au-Pd-Ti-Pd- InP^{++} до и после БТО при $T=300$ и 400°C исходного образца и облученного γ -квантами ^{60}Co до дозы 10^8 Р, полученные методом электронной Оже-спектроскопии.

Приведенные экспериментальные данные указывают на наличие слоевой структуры металлизации в исходном образце и до 10% кислорода в слое Ti. БТО при $300(400^\circ\text{C})$ существенно не изменяет содержание кислорода в пленке Ti, однако приводит с повышением температуры БТО к значительному массопереносу Pd сквозь поликристаллическую пленку Au и выходу его на поверхность золотой пленки до 12% после БТО при 300°C и 26% после БТО при 400°C . При этом после БТО 400°C увеличивается протяженность переходного слоя на границе раздела Pd- InP^{++} и его "размытость" со стороны InP, что указывает на интенсификацию взаимодействий между Pd и InP.

Облучение γ -квантами ^{60}Co способствовало усилению массопереноса Pd в фосфид индия и через пленку Au на его поверхность. При этом на поверхности пленки Au наблюдается до 10% Pd при незначительном содержании кислорода. Как видно из рис. 3 в образцах прошедших БТО при 300(400°C) и облучение до 10^8 P массоперенос Pd усиливается. Однако радиация практически не изменила содержания кислорода в пленке Ti. В рентгенодифрактограммах всех облученных образцов не отмечено появление новых фаз.

Существенным в этих контактных структурах прошедших БТО и облучение является заметное нарушение слоевой структуры металлизации, причиной которой может быть термо- и радиационно стимулированный массоперенос Pd усиленный возможной релаксацией внутренних механических напряжений ранее наблюдаемой в многослойных структурах $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ [9]

Влияние БТО и облучения γ -квантами ^{60}Co на величину ρ_c представлено в табл. 1

Таблица 1

Влияние БТО на облучение γ -квантами ^{60}Co до дозы 10^8 P на величину удельного контактного сопротивления омических контактов к n^{++}InP .

Контакты	$\rho_c, \text{Om}\cdot\text{cm}^2$		
	исходный	после БТО 300°C	после БТО 400°C
Au-Pd-Ti-Pd (исходный)	$2\cdot 10^{-3}-5\cdot 10^{-3}$	$2\cdot 10^{-3}-5\cdot 10^{-3}$	$5\cdot 10^{-3}-7\cdot 10^{-3}$
Au-Pd-Ti-Pd (после облуч. 10^8 P)	$4\cdot 10^{-3}-5\cdot 10^{-3}$	$2\cdot 10^{-3}-3\cdot 10^{-3}$	$5\cdot 10^{-3}-8\cdot 10^{-3}$

Из данных табл. 1 видно, что омический контакт к n^{++}InP формируется в процессе напыления металлов на подогретую до 300°C подложку InP. Последующая БТО при 300(400°C) практически не повлияла на изменение ρ_c , что находится в хорошем соответствии с данными рентгенофазового анализа и Оже профилирования, свидетельствующих о сравнительно слабых изменениях в области контактообразующего слоя. Небольшое увеличение ρ_c после БТО при 400°C может быть обусловлено увеличением содержания кислорода и его пространственно

неоднородным распределением в контактообразующем слое, а также более неоднородном, по сравнению с исходным и прошедшим БТО при 300°C, распределением атомов P и In в переходном слое.

Облучение, как это видно из табл.1, существенно не изменило величины ρ_c ни в одном из образцов.

Данные Оже-профилирования контактов Au-TiB_x-n-n⁺-n⁺⁺ InP представлены на рис. 4, из которых видно, что как в исходном, так и в прошедшем БТО при 400°C и облученном до дозы 2·10⁸ Р образцах сохраняется слоевая структура металлизации, нарушаемая значительным увеличением содержания кислорода после облучения обоих типов образцов до дозы 10⁹ Р. При этом в образце прошедшем БТО и облученном до 10⁹ Р слоевая структура металлизации нарушена полностью.

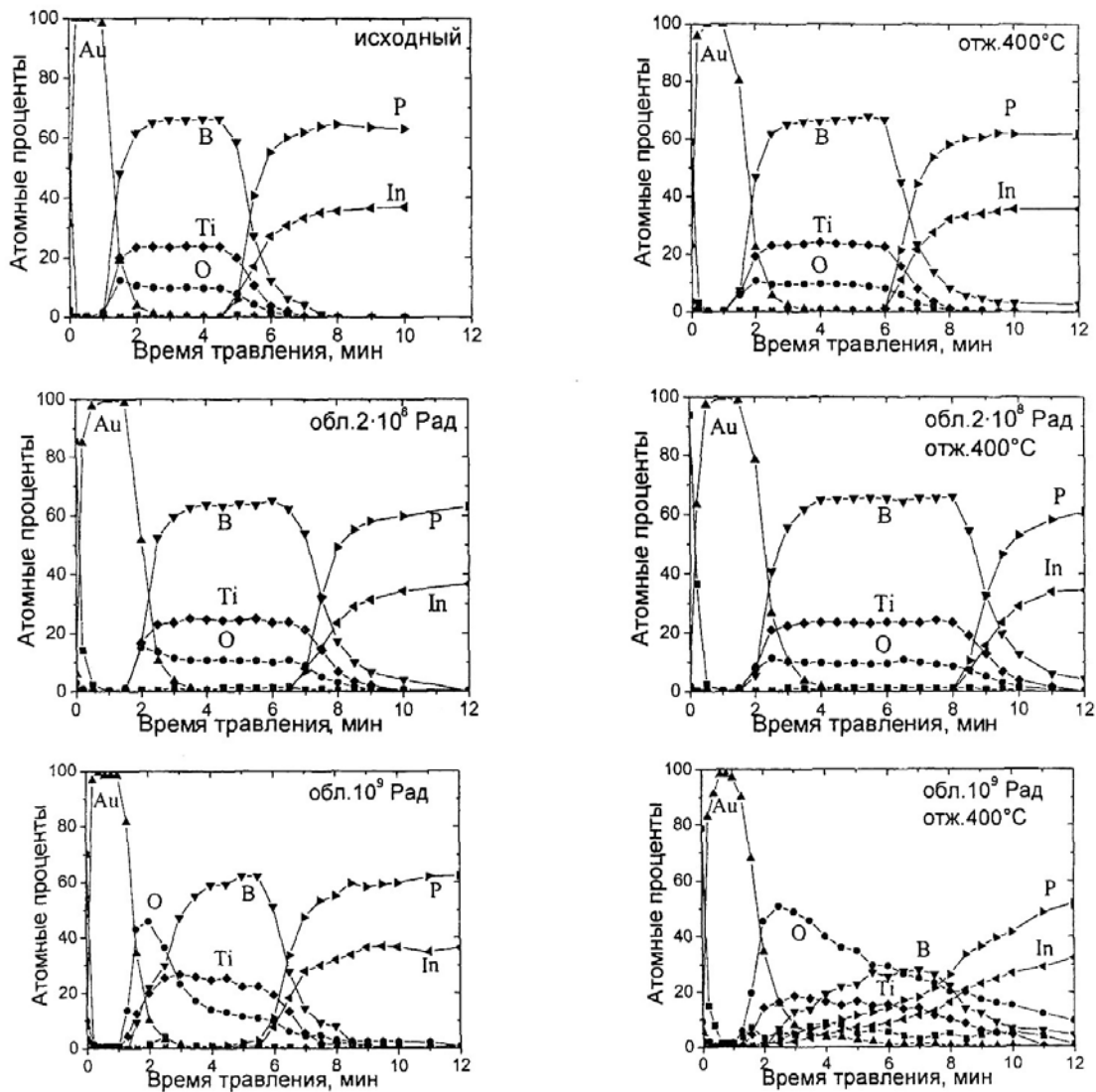


Рис. 4 Профили распределения компонентов контакта Au-TiB_x-n-n⁺-n⁺⁺ InP до и после БТО исходного и облученного γ -квантами ⁶⁰Со до доз 2·10⁸ Р и 10⁹ Рад, полученные метом электронной Оже-спектроскопии.

Заметим, что данные по профилям распределения компонентов в слоях металлизации исходных образцов, прошедших БТО и облученных до $2 \cdot 10^8$ Р коррелируют с результатами рентгенофазового анализа, из которых следует также, сохранение квазиаморфной фазы TiV_x в анализируемых образцах. При этом, судя по данным Оже-профилирования, в пленке TiV_x , содержащей кислород до 10%, не исключено наличие оксиборидов, устойчивых к воздействиям радиации до дозы $2 \cdot 10^8$ Р. Окислительные процессы в образцах обоих типов (исходных и прошедших БТО) облученных до дозы 10^9 Р, как отмечалось нами в [10] могут быть связаны с попаданием в образцы кислорода или малых количеств H_2O из окружающей среды. В этом случае скорость окисления возрастает и поскольку в отожженном образце, по-видимому, слои металлизации насыщены большим количеством структурных дефектов, их проницаемость для кислорода оказалась выше, чем для более плотных слоев TiV_x в облученных до 10^9 Р исходных образцах.

Параметры барьера Шоттки — ϕ_b и n для исследуемых структур приведены в табл. 2.

Таблица 2

Влияние БТО и облучения γ -квантами ^{60}Co на ϕ_b и n диодных структур $Au-TiV_x-n-n^+-n^{++}-InP$

Контакты	ϕ_b , В	n
$Au-TiV_x$ (исходн.)	0,5	1,1
$Au-TiV_x$ (БТО 400°C)	0,5	1,2
$Au-TiV_x$ (исх. обл. $2 \cdot 10^8$ Р)	0,5	1,1
$Au-TiV_x$ (БТО 400°C обл. $2 \cdot 10^8$ Р)	0,5	1,2
$Au-TiV_x$ (исх. обл. 10^9 Р)	0,54	1,25
$Au-TiV_x$ (БТО 400°C обл. 10^9 Р)	линейная ВАХ	

Из приведенных в табл. 2 данных видно, что кардинальные изменения параметров наблюдаются только для образца прошедшего БТО и облученного до дозы 10^9 . Для него ВАХ из экспоненциальной превращается в линейную, что хорошо коррелирует с профилем распределения компонентов в контактной металлизации.

Заключение

Таким образом, при БТО и облучении γ -квантами ^{60}Co контактная металлизация $Au-Pd-Ti-Pd-n^{++}InP$, сформированная поликристалличе-

скими пленками Au, Pd и Ti подвержена изменению профилей распределения компонентов металлизации, обусловленному термо- или радиационно стимулированным массопереносом Pd, как на границе раздела с фосфидом индия, так и сквозь поликристаллическую пленку золота, что существенным образом не влияет на величину ρ_c , поскольку омический контакт был сформирован в процессе осаждения пленки Pd на нагретую до 300°C подложку InP, а фазовый состав металлизации после внешних воздействий не изменялся.

Радиационная стойкость контактной металлизации и барьерного контакта Au-TiB_x-n-n⁺-n⁺⁺InP, сформированного пленкой TiB_x на подогретой до 300°C подложке InP, обусловлена наличием квазиаморфной фазы TiB_x, содержащей до 10% кислорода. Аналогичные образцы, подвергнутые БТО при 400°C с последующим облучением γ -квантами ⁶⁰Co оказались радиационностойкими до дозы 2·10⁸ Р. Дальнейшее повышение дозы γ -радиации приводит к разрушению слоевой структуры металлизации и полной деградации барьерных свойств контакта.

Список литературы

1. H. Eisele, R. Kamoua, IEEE Trans. MTT, 52(10), 2371-2378 (2004)
2. L. Wandinger, J. Microwave, 24(3), 71-78 (1981)
3. R. Kamoua, H. Eisele, G.I. Haddad, Sol.St. Electron, 36(12), 1547-1555 (1993)
4. В.Н. Иванов, В.М. Ковтонюк, Н.С. Раевская, Ю.Е. Николаенко, Техника и приборы СВЧ, №1, с.31-33 (2009)
5. Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, А.Е. Беляев, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, В.В. Миленин, И.Н. Арсентьев, А.В. Бобыль, П.Н. Брунков, И.С. Тарасов, А.А. Тонких, В.П. Улин, В.М. Устинов, Г.Э. Цирлин, ФТП, 40(6), 753-757 (2006)
6. О.А. Агеев, А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, В.А. Пилипенко, Фазы внедрения и технологии полупроводниковых приборов и СБИС. Харьков: НТК Институт монокристаллов. 2008. – 392с.
7. Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, О.С. Литвин, П.М. Литвин, В.В. Миленин, ФТП, 38(7), 769-773 (2004)
8. И.Н. Арсентьев, А.В. Бобыль, И.С. Тарасов, Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, А.Е. Беляев, А.Б.Камалов, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, О.С.Литвин, В.В. Миленин, Е.В. Руссу, ФТП, 42(7), 793-798 (2008)

9. Структурная релаксация в полупроводниковых кристаллах и приборных структурах / Под. ред. проф. Ю.А. Тхорика. Киев: Феникс, 1994, -246с.
10. А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, Ю.Н. Свешников, В.Н. Щермет, ФТП, 44(4), с.467-475 (2010)