

Радиационные эффекты в многослойных омических контактах Au–Ti–Al–Ti–*n*-GaN

© А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец[†], В.Н. Иванов*, Л.М. Капитанчук[†], Р.В. Конакова[¶], Я.Я. Кудрик, О.С. Литвин, В.В. Миленин, В.Н. Шеремет, Ю.Н. Свешников*

Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарёва Национальной академии наук Украины, 03028 Киев, Украина

* Государственное предприятие Научно-исследовательский институт „Орион“, 03057 Киев, Украина

[†] Институт электросварки им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины, 03680 Киев, Украина

• ЗАО «Элма–Малахит», 124460 Зеленоград, Россия

(Получена 15 октября 2008 г. Принята к печати 13 ноября 2008 г.)

Рассмотрены радиационные эффекты в многослойной металлизации Au–Ti–Al–Ti–*n*-GaN при воздействии γ -квантов ⁶⁰Co в диапазоне доз $4 \cdot 10^6$ – $2 \cdot 10^7$ Гр на исходные и подвергнутые кратковременному высокотемпературному отжигу в атмосфере азота контактные структуры. Радиационные воздействия не оказывают существенного влияния на свойства структур, не подвергнутых термообработкам. Кратковременный отжиг при 700°C приводит к разрушению слоевой структуры контактов. Морфологические и структурные трансформации в контактной металлизации, вызванные термоотжигом, усиливаются при радиационных воздействиях. Комбинированная радиационно-термическая обработка способствует усилению массопереноса между контактирующими слоями. Кроме того, после облучения до дозы $2 \cdot 10^7$ Гр примесные атомы кислорода пронизывают всю контактную структуру и в значительном количестве наблюдаются в приконтактной области GaN.

PACS: 85.40.Ls; 85.30.Ni

1. Введение

Несмотря на привлекательность использования GaN для решения задач экстремальной электроники (большая по сравнению с Si, GaAs, GaP и SiC ширина запрещенной зоны, определяющая большую рабочую температуру полупроводникового прибора; более высокая, чем у GaAs и GaP температура Дебая, определяющая предел термической стабильности полупроводника; высокие энергия связи и пороговая энергия дефектообразования, определяющие радиационную стойкость, высокую механическую прочность и химическую инертность GaN), реализация его потенциальных возможностей, особенно в микроволновой электронике, до сих пор тормозится рядом нерешенных технологических задач (проблем), касающихся материаловедения нитрида галлия. Среди них: отсутствие собственной (нитридгаллиевой) подложки большой площади, необходимой для эпитаксиального выращивания GaN; генерация значительного (до 10^{10} см^{-2}) количества структурных дефектов (в том числе дислокации несоответствия, краевые и винтовые дислокации, дефекты упаковки, микропоры, последние распространяются на всю толщину пленки, либо нескольких выращиваемых слоев) в GaN при выращивании его на чужеродных подложках; сложности легирования GaN, особенно при формировании слоев *p*-типа проводимости. Все это никак не способствует высокой термо- и радиационной стойкости GaN, а приведенные выше преимущества этого материала должным

образом должны проявляться в GaN, выращенном на собственных подложках.

Отметим также, что невысокую радиационную стойкость GaN и гетеропереходов AlGaIn/GaN и AlN/GaN наблюдал в ряде работ Поляков с соавт., в том числе при воздействии на GaN нейтронной радиации [1], высокоэнергетических электронов [2], а также имплантации в GaN ионов Mn, Co [3].

Вместе с тем и к ныне выращиваемому на чужеродных подложках дефектному, не всегда стабильному GaN и гетеропереходам на его основе, и к перспективному более совершенному GaN как для исследовательских, так и для прикладных целей необходимы термо- и радиационно стойкие омические контакты. И если проблема, касающаяся термостойкости омических контактов к GaN, частично рассматривалась в [4–10], то работы по влиянию ионизирующей радиации на свойства омических контактов к GaN и межфазные взаимодействия на границах раздела фаз в многослойной металлизации практически отсутствуют.

В качестве омического контакта к *n*-GaN чаще всего используют пару Ti–Al, свойства которой хорошо изучены и максимально соответствуют условиям формирования омических контактов к *n*-GaN. Из-за низкой работы выхода титана ($\phi_m = 4.33$ эВ) омический контакт может быть получен без вжигания. Слой Al в контакте Ti–Al используется в качестве диффузионного барьера. Если создается многослойный контакт, например Ti–Al–Ti–Au, то функции диффузионного барьера выполняют следующие после первого, контактообразующего слоя, тонкие пленки Al и Ti. Au выполняет защитные

[¶] E-mail: konakova@isp.kiev.ua

Влияние БТО и облучения γ -квантами ^{60}Co до дозы $2 \cdot 10^7$ Гр на морфологические параметры поверхности GaN после удаления металлизации Au–Ti–Al–Ti

	Исходный			γ -облучение $2 \cdot 10^7$ Гр		
	Z_r , нм	R_a , нм	RMS	Z_r , нм	R_a , нм	RMS
GaN–Ti–Al–Ti–Au (initial)	208.8	14.3	18.4	113.822	5.84	7.96
GaN–Ti–Al–Ti–Au 700°C	387.2	34.6	44.8	328.262	41.40	52.68

Примечание. Здесь Z_r — разница между самой высокой и самой низкой точками просканированной поверхности; R_a — среднеарифметическая шероховатость; RMS — среднегеометрическая шероховатость; анализируемая площадь $5 \times 5 \text{ мкм}^2$.

функции и позволяет осуществлять контактирование посредством пайки, термокомпрессии или каким-либо другим способом.

Несмотря на то, что титан формирует омический контакт к *n*-GaN без вжигания, для создания низкоомных контактов проводят кратковременный высокотемпературный отжиг. Механизм формирования омического контакта в этом случае связан с обогащением приконтактной области GaN вакансиями азота, являющимися в GaN донорами. Кроме того, при высокотемпературной обра-

ботке вследствие разложения GaN может образоваться фаза внедрения TiN, работа выхода которой ~ 3.74 эВ. Оба вышеотмеченных фактора способствуют получению низкоомного контакта.

Согласно опубликованным данным, высокотемпературный отжиг приводит к существенным морфологическим изменениям в контактной металлизации, сопровождающимся возникновением пор в слое металлизации, геометрического рельефа на границе раздела металла с GaN [8–10].

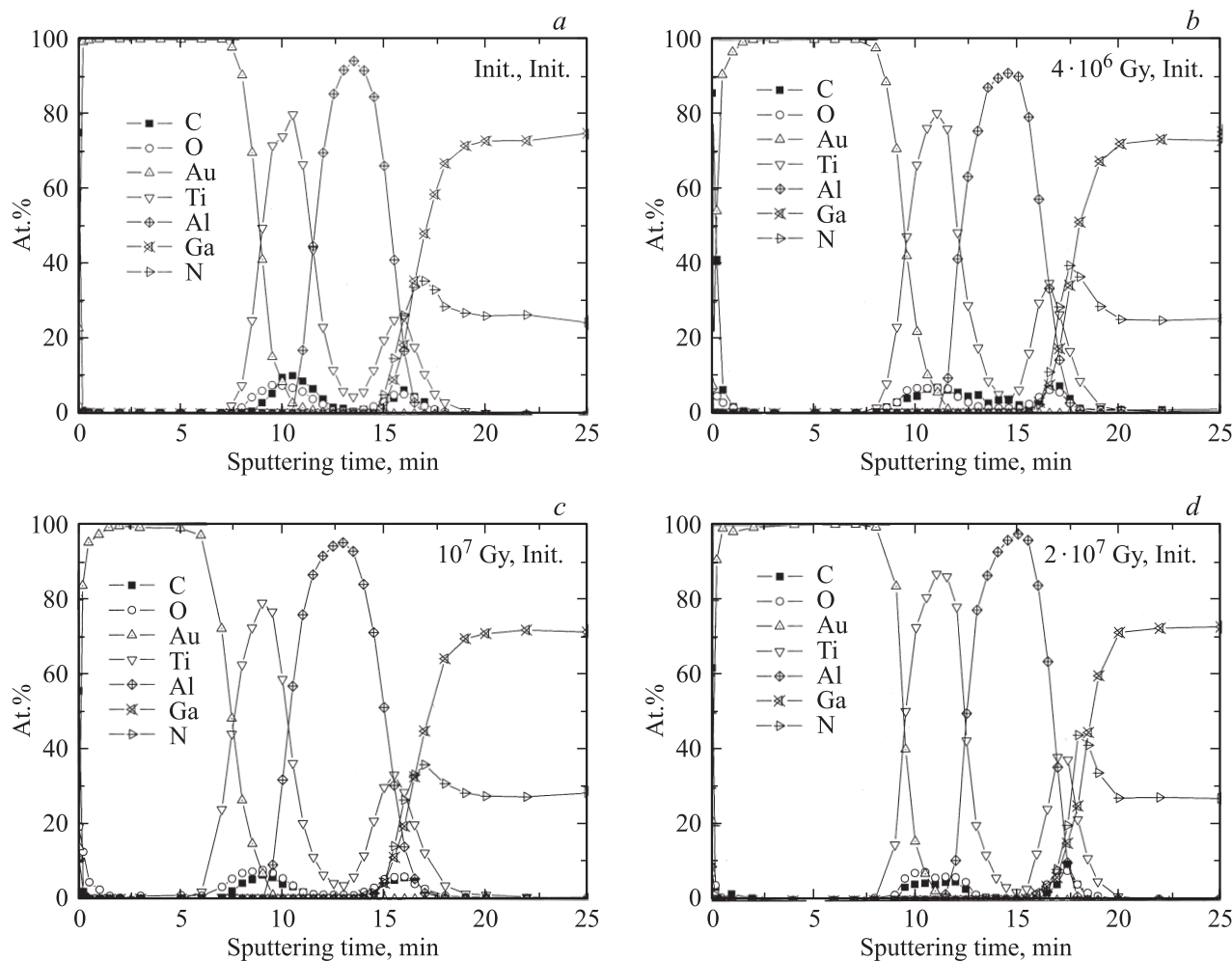


Рис. 1. Профили распределения компонентов в металлизации Au–Ti–Al–Ti–GaN (исходная структура) до (a) и после облучения γ -квантами ^{60}Co до доз $4 \cdot 10^6$, 10^7 и $2 \cdot 10^7$ Гр (b, c, d).

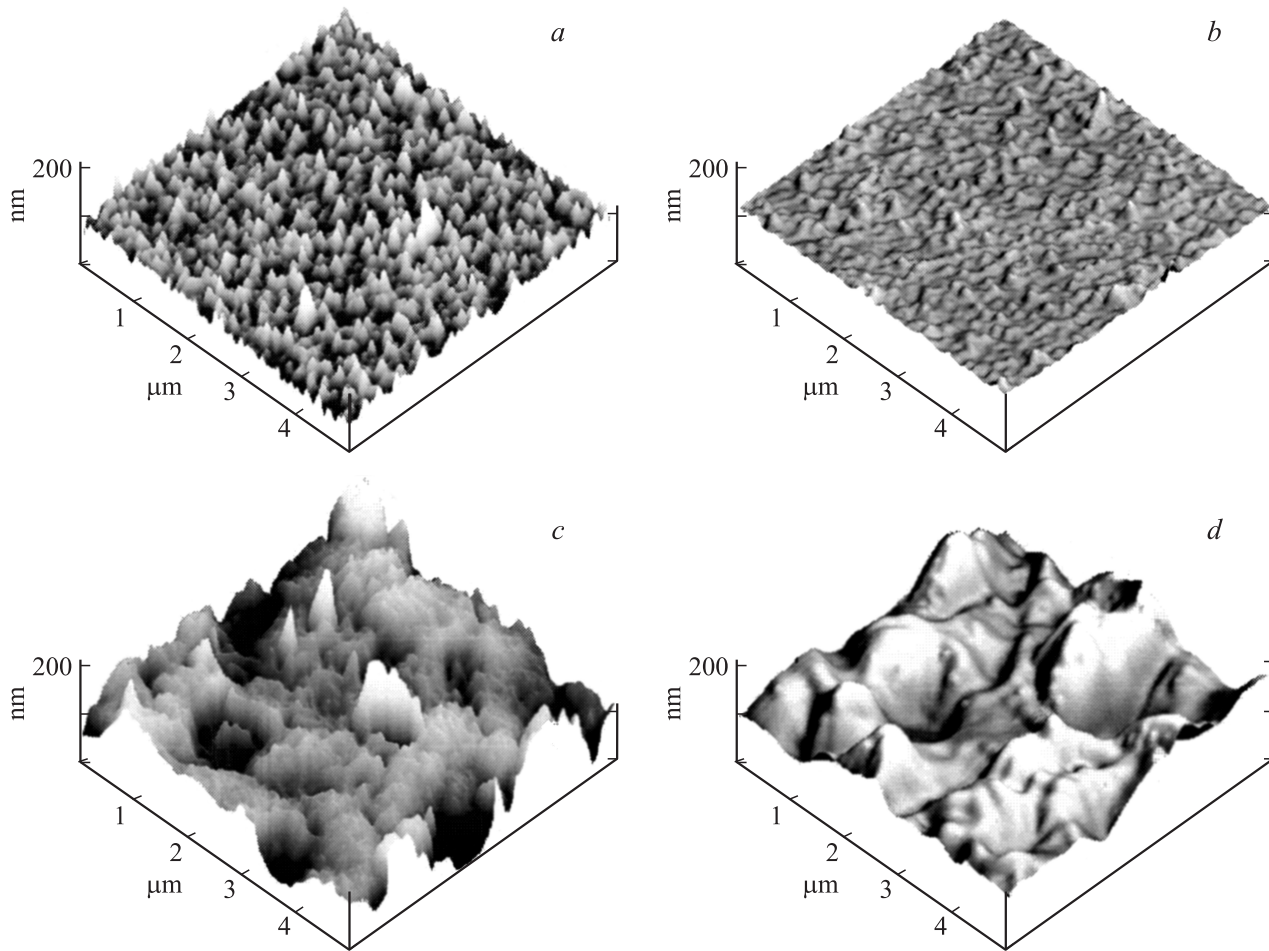


Рис. 2. Морфология поверхности GaN после удаления металлизации: *a* — исходный образец, *b* — после облучения γ -квантами ^{60}Co до $2 \cdot 10^7$ Гр; *c* — образец после отжига при $T = 700^\circ\text{C}$; *d* — образец после отжига при $T = 700^\circ\text{C}$ и облучения γ -квантами ^{60}Co до дозы $2 \cdot 10^7$ Гр.

Цель данной работы — изучить межфазные взаимодействия в многослойной металлизации Au–Ti–Al–Ti–*n*-GaN до и после быстрой термической обработки (БТО), стимулированной воздействием больших доз (до $2 \cdot 10^7$ Гр) γ -радиации ^{60}Co .

2. Методика эксперимента

Многослойная металлизация нитрида галлия создавалась послойным магнетронным напылением металлов на предварительно подвергнутую фотонной очистке ($W \approx 5$ кВт, $t \approx 30$ с) и подогретую до 400°C поверхность гетероэпитаксиального слоя *n*-GaN толщиной ~ 1 мкм, с концентрацией доноров $\sim 10^{17}$ см $^{-3}$, выращенного на сапфире. Толщины слоев металлизации составляли: Ti (20 нм)–Al (50 нм)–Ti (50 нм)–Au (100 нм).

До и после облучения γ -квантами ^{60}Co исследовались образцы двух типов: исходные и прошедшие БТО в атмосфере азота при $T = 700^\circ\text{C}$, 30 с. Облучение γ -квантами ^{60}Co проводилось до $4 \cdot 10^6$ Гр, 10^7 Гр и $2 \cdot 10^7$ Гр. Фазовый состав контактной металлизации до и после БТО определялся рентгенофазовым методом.

До и после обработок измерялись методом послойной Оже-спектроскопии профили распределения компонентов металлизации и вольт-амперные характеристики (ВАХ) контактов, из которых определялось приведенное контактное сопротивление ρ_c . Измерение ВАХ осуществлялось на TLM-тестовых структурах [11,12].

3. Экспериментальные результаты

На рис. 1, *a–d* приведены профили распределения компонентов в металлизации Au–Ti–Al–Ti–GaN (исходная неотожженная структура) до (*a*) и после облучения γ -квантами ^{60}Co до доз $4 \cdot 10^6$ Гр, 10^7 Гр и $2 \cdot 10^7$ Гр (*b–d*). Видно, что как до, так и после облучения в контактной металлизации сохраняется слоевая структура. Особенностью образца, облученного до дозы $2 \cdot 10^7$ Гр, является некоторое возрастание процентного содержания титана и азота на границе раздела Ti–GaN, обусловленного радиационно-стимулированным массопереносом.

Результаты морфологических исследований поверхности GaN, выполненные с помощью атомно-силовой

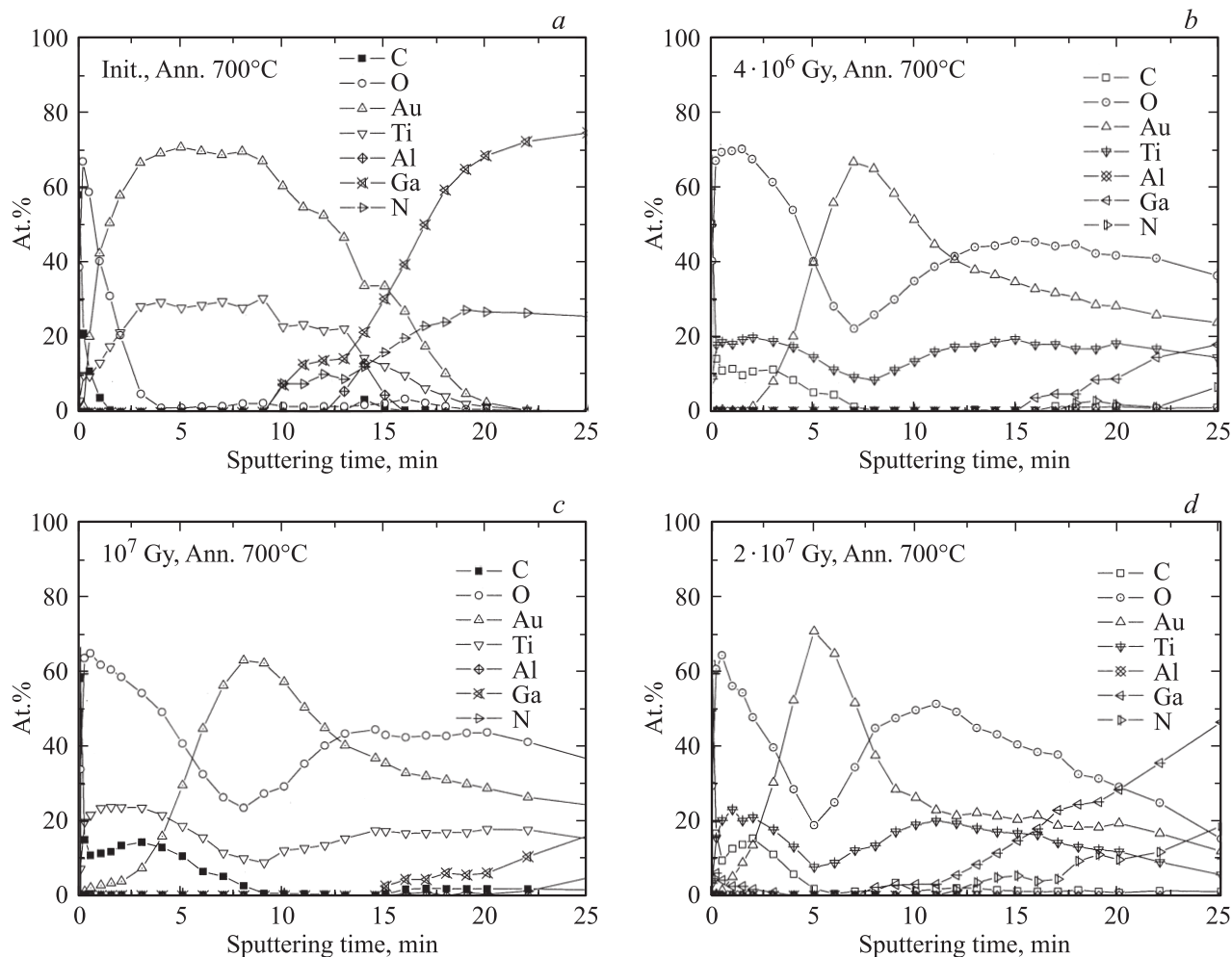


Рис. 3. Профили распределения компонентов в металлизации Au–Ti–Al–Ti–GaN (отжиг $T = 700^\circ\text{C}$ 30 с) до (a) и после облучения γ -квантами ^{60}Co до доз $4 \cdot 10^6$, 10^7 и $2 \cdot 10^7$ Гр (b, c, d).

микроскопии, после удаления слоев металлизации до и после БТО и облучения γ -квантами ^{60}Co до дозы $2 \cdot 10^7$ Гр приведены в таблице и на рис. 2. Видно, что после БТО параметры шероховатости отличаются от исходных образцов — возрастает неоднородность микрорельефа границы раздела металл–GaN и размер шероховатостей, что может указывать на интенсивные межфазные взаимодействия в области границы раздела металл–GaN (рис. 2, c, d).

После облучения до $2 \cdot 10^7$ Гр в исходном образце (рис. 2, a, b) геометрическая неоднородность уменьшается: Z_{range} — в 1.8 раза, R_a — в 2.4 раза, RMS — в 2.3 раза, тогда как в образце, прошедшем БТО, Z_{range} уменьшается в 1.1 раза, R_a и RMS возрастают в 1.2 раза. Эти результаты коррелируют с особенностями атомных распределений в металлизации исходного образца до и после облучения γ -квантами ^{60}Co .

Существенно различаются профили распределения компонентов металлизации образца после БТО и облучения дозами $4 \cdot 10^6$ Гр, 10^7 Гр и $2 \cdot 10^7$ Гр (рис. 3). После БТО (рис. 2, b–d) не сохраняется слоистая структура контакта, значительно увеличивается переходная

область в контакте металл–GaN, титан диффундирует на всю толщину металлизации вплоть до выхода на поверхность. Ранее подобный результат наблюдался нами в [13]. Выход титана на поверхность верхнего слоя металлизации способствовал возрастанию концентрации кислорода на поверхности Ti вследствие его высокого химического сродства к кислороду. В приповерхностном слое отмечается значительное количество углерода. Подобное наблюдалось в [4,6] и отмечалось нами в [12,13] для таких же контактных систем. По данным рентгенофазового анализа после БТО в слоях металлизации наряду Ti и Al были обнаружены фазы Al_3Ti , AlTi_3 , Ti_2AlN , которые, по-видимому, не формируют пленку и поэтому не обладают буферными свойствами, поскольку последующее облучение контактов γ -квантами ^{60}Co только ускоряет массоперенос компонентов металлизации. Действительно (рис. 3, b–d), после облучения до доз $4 \cdot 10^6$ Гр, 10^7 Гр и $2 \cdot 10^7$ Гр наблюдается интенсивный радиационно-стимулированный массоперенос титана как в GaN, так и на внешнюю поверхность металлического покрытия, на которой после облучения до дозы 10^7 Гр обнаруживается до 22% титана. При этом

существенно расширяется переходной слой на границе раздела металл–GaN. Особенностью облученного контакта является также ускоренная диффузия алюминия и проникновение золота и кислорода в значительном количестве на всю толщину металлизации и в приконтактную область GaN.

Облучение образца до дозы $2 \cdot 10^7$ Гр наряду с вышеописанными изменениями в атомном составе приповерхностного слоя контакта способствует проникновению на поверхность атомов галлия (до 6%).

Измерения ρ_c показали, что в исходных неотожженных TLM-структурах величина ρ_c составляла $\sim (1-2) \cdot 10^{-4}$ Ом·см². Заметим, что авторы [6] на неотожженных TLM-структурах Ti–Al–*n*-GaN ($n \approx 1.1 \cdot 10^{18}$ см⁻³) получили $\rho_c \approx 10^{-3}$ Ом·см². После облучения γ -квантами ⁶⁰Co величина ρ_c практически не изменилась. После БТО при $T = 700^\circ\text{C}$ величина ρ_c существенно не улучшилась и составляла $(0.8-1.2) \cdot 10^{-4}$ Ом·см². После облучения TLM-структур, предварительно подвергнутых БТО, наблюдалась деградация контактного сопротивления, обусловленная, по-видимому, интенсивными окислительными процессами во всей толще металлизации.

4. Заключение

Таким образом, полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о высокой радиационной стойкости контактной металлизации Au–Ti–Al–Ti–*n*-GaN, обладающей слоевой структурой в исходном состоянии. Радиационно-стимулированная деградация контактной металлизации Au–Ti–Al–Ti–*n*-GaN наблюдается на образцах, подвергнутых перед облучением высокотемпературному отжигу, и обусловлена структурно-фазовой перестройкой металлизированного слоя, сопровождающейся разрушением слоевой структуры контакта и усилением его диффузионной проницаемости, в том числе для атомов кислорода.

Список литературы

- [1] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, A.V. Markov, N.G. Kolin, D.I. Merkurisov, V.M. Boiko, K.D. Shcherbatchev, V.T. Bublik, M.I. Voronova, I.-H. Lee, C.R. Lee, S.J. Pearton, A. Dabirian, A.V. Osinsky. *J. Appl. Phys.*, **100** (9), 093 715 (2006).
- [2] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, A.V. Markov, S.J. Pearton, A.M. Dabiran, A.M. Wowchak, B. Cui, A.V. Osinsky, P.P. Chow, N.G. Kolin, V.M. Boiko, D.I. Merkurisov. *Appl. Phys. Lett.*, **93** (15), 159 101 (2008).
- [3] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, N.Y. Pashkova, J. Kim, F. Ren, M.E. Overberg, G.T. Thaler, C.R. Abernathy, S.J. Pearton, R.G. Wilson. *J. Appl. Phys.*, **92** (6), 3130 (2002).
- [4] K.J. Seop, S.E. Mohny, Je-Yi Lin, R.S. Kern. *Semicond. Sci. Technol.*, **15** (7), 756 (2000).
- [5] M. Pidun, P. Karduck, J. Mayere, K. Heime, D. Schineller, T. Walther. *Appl. Surf. Sci.*, **179** (1-4), 213 (2001).
- [6] N.A. Papanicolaou, K. Zekentes. *Sol. St. Electron.*, **46** (11), 1975 (2002).
- [7] S.N. Mohammad. *J. Appl. Phys.*, **95** (12), 7940 (2004).
- [8] Т.В. Бланк, Ю.А. Гольдберг. *ФТП*, **41** (11), 1281 (2007).
- [9] В.Н. Данилин, Ю.П. Докучаев, Т.А. Жукова, М.А. Комаров. *Обзоры по электрон. технике. Сер. 1. СВЧ техника*, вып. 1, (2001).
- [10] Ю.Г. Шретер, Ю.Т. Ребане, В.А. Зыков, В.Г. Сидоров. *Широкозонные полупроводники* (СПб., Наука, 2001).
- [11] А.Н. Андреев, М.Г. Растегаева, В.П. Растегаев, С.А. Решанов. *ФТП*, **32** (7), 832 (1988).
- [12] А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, Л.М. Капитанчук, В.Р. Кладко, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, А.В. Кучук, О.С. Лытвын, В.В. Миленин, В.Н. Шеремет, Ю.Н. Свешников. *SPQEO*, **10** (4), 1 (2007).
- [13] А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, П.М. Литвин, В.В. Миленин, Ю.Н. Свешников. *Письма ЖТФ*, **31** (24), 88 (205).

Редактор Л.В. Беляков

Radiation effects in Au–Ti–Al–Ti–*n*-GaN multilayer ohmic contacts

A.E. Belyaev, N.S. Boltovets*, V.N. Ivanov*,
L.M. Kapitanchuk†, R.V. Konakova, Ya.Ya. Kudryk,
O.S. Lytvyn, V.V. Milenin, V.N. Sheremet,
Yu.N. Sveshnikov•

Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics,
of the National Academy of Sciences of Ukraine,
03028 Kyiv, Ukraine

* State Scientific & Research Institute „Orion“,
03057 Kyiv, Ukraine

† Paton Institute of Electric Welding of the National
Academy of Sciences of Ukraine,
03680 Kyiv, Ukraine

• Malachite–ELMA Joint–Stock Company,
124460 Moscow, Russia

Abstract We studied the radiation effects in Au–Ti–Al–Ti–*n*-GaN multi-layer metallization. The contact structures, both initial and after rapid thermal annealing (RTA) in the nitrogen atmosphere, were exposed to ⁶⁰Co γ -irradiation (the dose ranged from $4 \cdot 10^3$ up to $2 \cdot 10^7$ Gy). γ -Irradiation did not affect considerably the properties of unannealed structures. RTA at 700°C resulted in deterioration of the contact layer morphology. The morphological and structural transformations in the contact metallization due to RTA are enhanced at γ -irradiation. The combined radiation-thermal treatment increases mass transfer between the contacting layers. In addition, after $2 \cdot 10^7$ Gy γ -irradiation, the oxygen impurity atoms appear over the whole contact structure; many of them are observed in the GaN near-surface layer.