

УДК 537.312.5

А.Е. БЕЛЯЕВ*, Н.С. БОЛТОВЕЦ**, В.Н. ИВАНОВ**, Р.В. КОНАКОВА*, Я.Я. КУДРИК*,
В.В. МИЛЕНИН*, С.В. НОВИЦКИЙ*, В.Н. ШЕРЕМЕТ*

ВЛИЯНИЕ ТЕРМО- И МИКРОВОЛНОВОЙ ОБРАБОТОК НА СВОЙСТВА ОМИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ К $n-n^+-n^{++}$ -InP (GaAs, GaN)

Исследовано влияние быстрой термической обработки и микроволновой обработки на межфазные взаимодействия и удельное контактное сопротивление в омических контактах к InP (GaAs, GaN) с использованием боридов тугоплавких металлов в качестве диффузионных барьеров. Во всех трех типах образцов буферные свойства слоя TiB_x , являющегося аморфным оксидборидом титана, сохраняются при температурах, в 2,4 раза превышающих рабочие для GaAs, в 3 раза – для InP и в 2,3 раза – для GaN (при рабочей температуре прибора 300 °С). Микроволновая обработка контактных структур к n -GaN привела к упорядочению слоевой структуры контактной металлизации и уменьшению разброса величины ρ_c .

Ключевые слова: омический контакт, диффузионный барьер, фосфид индия, арсенид галлия, нитрид галлия, микроволновая обработка, быстрая термическая обработка.

Как известно, фосфид индия и арсенид галлия являются основными полупроводниковыми материалами для создания на их основе микроволновых генераторных диодов, в том числе диодов Ганна [1, 2]. Нитрид галлия рассматривается как перспективный материал для создания мощных диодов Ганна на терагерцовый диапазон частот [3]. Эти же материалы и твердые растворы на их основе применяются для создания микроволновых НЕМТ. Общей физико-технологической проблемой для микроволновых диодов и транзисторов на основе InP, GaAs и GaN является создание низкоомных высоконадежных, термостойких омических контактов. Задача усложняется тем, что для ряда диодных структур такой контакт надо создавать к сравнительно тонкому (1,5–2 мкм) и высокоомному слою полупроводника ($N_D = 9 \cdot 10^{15} - 1,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$). Чтобы избежать массопереноса в слоях контактной металлизации между контактообразующим металлом (сплавом) и верхней металлизацией (как правило, Au), создают так называемый диффузионный барьер из тугоплавких металлов или сплавов. Однако из-за того, что пленки материалов диффузионных барьеров, как собственно и других компонентов металлизации, являются поликристаллическими, исключить зернограничную диффузию не удастся. Более конструктивное решение этой задачи видется при использовании в качестве диффузионных барьеров аморфных (наноструктурированных) пленок боридов и нитридов тугоплавких металлов, известных как фазы внедрения [4], в которых механизм массопереноса по границам зерен практически отсутствует. В силу химической инертности фаз внедрения в контактной металлизации в достаточно широком температурном интервале (превышающем рабочие температуры диодов) отсутствуют межфазные взаимодействия. Однако бориды тугоплавких металлов в качестве диффузионных барьеров в омических контактах к диодам Ганна на основе $n-n^+-n^{++}$ -структур InP (GaAs, GaN) практически не изучены. Целью данной работы являлось исследование влияния активных воздействий – быстрой термической обработки (БТО) и микроволновой обработки (МО) на межфазные взаимодействия в омических контактах и удельное контактное сопротивление ρ_c .

В работе исследовались образцы в виде тестовых структур двух типов: тестовые структуры со сплошным слоем контактной металлизации для измерения профилей распределения компонентов контакта (I тип) и тестовые структуры для измерения удельного контактного сопротивления, сформированные с помощью фотолитографии (II тип). Исходные $n-n^+-n^{++}$ -структуры InP и GaAs имели практически одинаковые толщины эпислоев и подложек и уровни легирования в них, а именно: толщина n -слоя была 1,5–2 мкм, n^+ – примерно 5 мкм, n^{++} – 350 мкм и уровни легирования соответственно $9 \cdot 10^{15} - 10^{16}$, $5 \cdot 10^{17}$ и $1 - 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Исходная $n-n^+$ -структура GaN была выращена на сапфире, толщина n слоя – примерно 1 мкм, n^+ – 4 мкм, подложка сапфира имела толщину ~ 400 мкм, уровни легирования в слоях соответствовали 10^{17} и 10^{18} см^{-3} .

Контактная металлизация для фосфид-индиевых структур была Au(1000 Å) – TiB_x (1000 Å) – Au(500 Å) – InP, для арсенид-галлиевых – Au(1000 Å) – TiB_x (1000 Å) – Au(1200 Å) – Ge(300 Å) –

GaAs, для нитрид-галлиевых структур – Au(1000 Å) – TiB_x(1000 Å) – Al(500 Å) – Ti(500 Å) – GaN. Компоненты металлизации формировались методом последовательного магнетронного распыления в одном технологическом цикле на каждую структуру отдельно на подогретую до 100 °С подложку. БТО в течение 60 с фосфид-индиевых структур проводилась при $T = 300$ и 600 °С. БТО арсенид-галлиевых структур проводилась при $T = 400$ и 600 °С в течение 60 с. БТО нитрид-галлиевых структур проводилась при $T = 700$ °С 60 с. МО осуществлялась магнетронным излучением частотой 2,45 ГГц, удельной мощностью $1,5 \text{ Вт/см}^2$ в течение 10 с.

До и после БТО методом электронной оже-спектроскопии измерялись профили распределения компонентов в контакте.

До и после БТО и МО измерялось удельное контактное сопротивление омических контактов.

На рис. 1–3 приведены профили распределения компонентов металлизации в исследуемых тестовых структурах. Видно, что как в исходных, так и в прошедших БТО образцах контактная

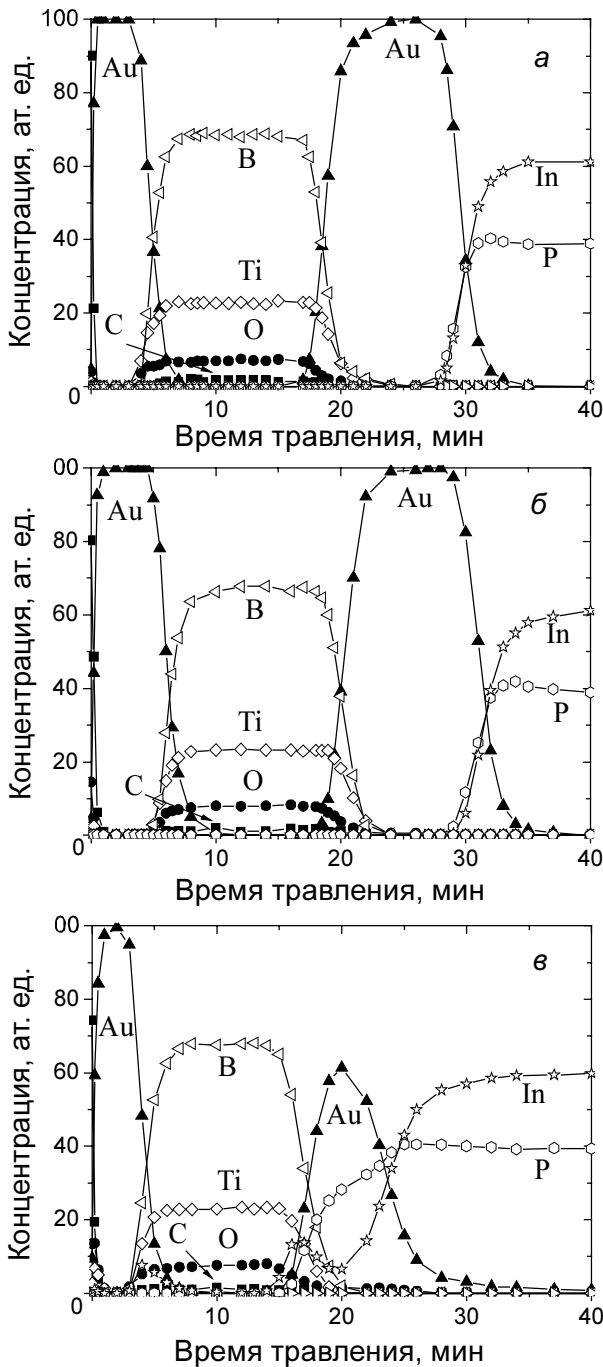


Рис. 1. Профили распределения компонентов в контактной структуре Au-TiB_x-Au-n-InP до (а) и после БТО при $T = 400$ °С (б) и 600 °С (в)

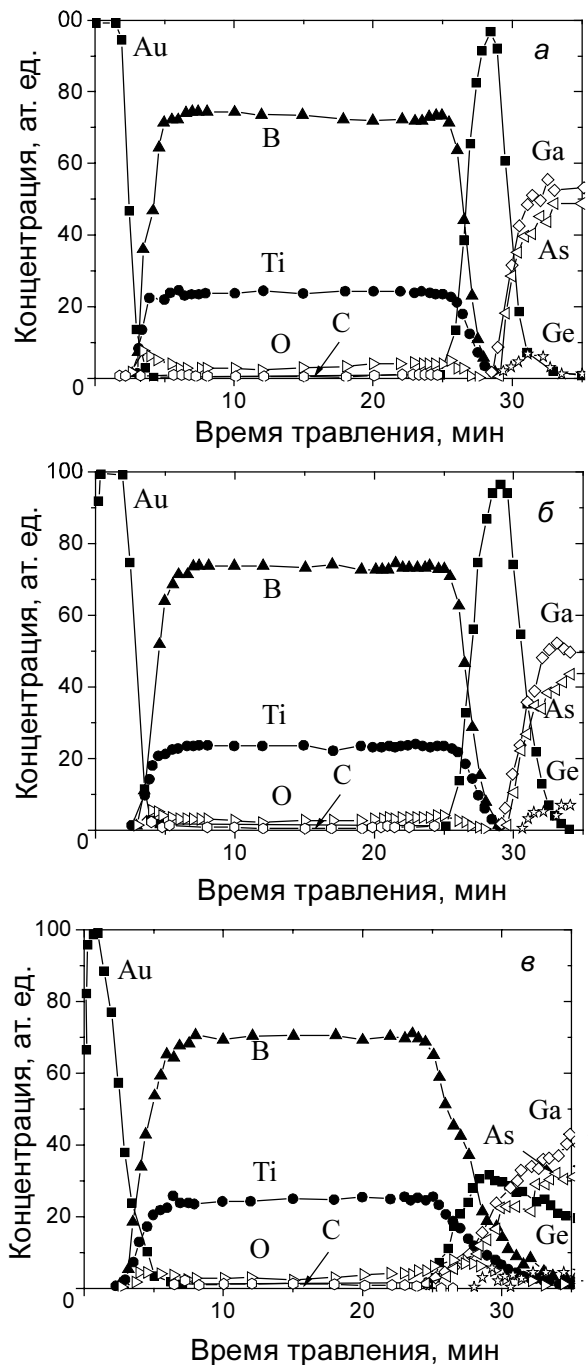


Рис. 2. Профили распределения компонентов в контактной структуре Au-TiB_x-Au-Ge-n-GaAs до (а) и после БТО при $T = 400$ °С (б) и 600 °С (в)

металлизация имеет слоевую структуру, свидетельствующую об отсутствии активного взаимодействия слоев TiB_x с Au и контактообразующим металлом. Видно также, что слои TiB_x содержат от 2,5 до 10 % в своем составе кислород, а в пленке TiB_x в контактной металлизации к GaN кроме кислорода содержится также некоторое количество азота. Содержание кислорода и азота в составе TiB_x позволяет сделать вывод о том, что пленки TiB_x не являются однофазными и представляют собой, в основном, оксибориды. Отметим, что в типичном омическом контакте Au–Pt–Au–Ge–InP слоевая структура металлизации нарушается уже после БТО 350 °C 30", а полное перемешивание с выходом In и P на поверхность верхней металлизации (пленки Au) наблюдается после БТО при $T = 500^\circ\text{C}$ 30" [5]. Согласно [6, 7], близкие процессы наблюдаются в контактной металлизации Ni–Au–Ge–GaAs, когда после 2-минутного отжига при $T = 352^\circ\text{C}$ атомы Ga и As также выходят на поверхность верхнего слоя металлизации.

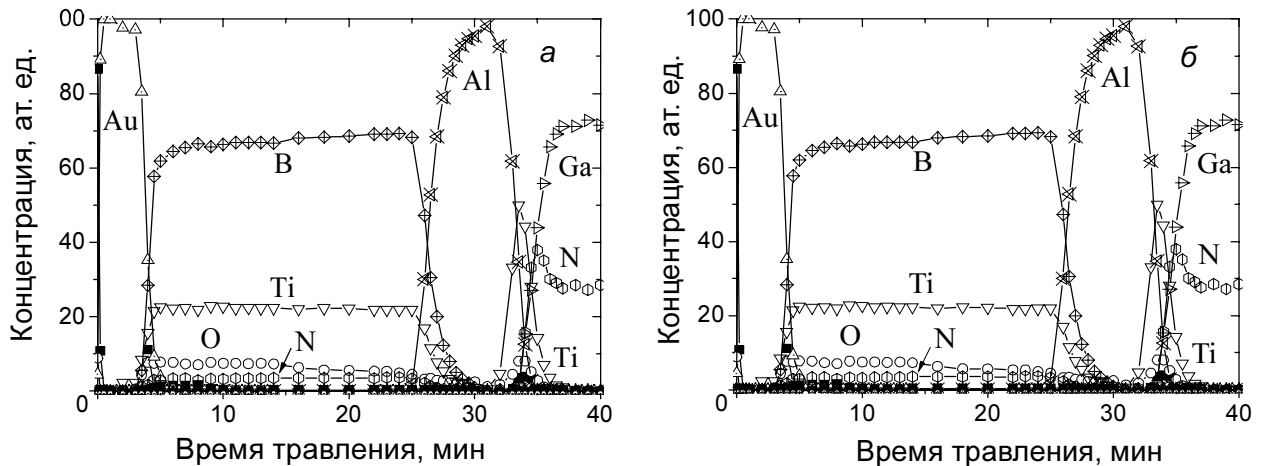


Рис. 3. Профили распределения компонентов в контактной структуре Au– TiB_x –Al–Ti–*n*-GaN до (а) и после БТО при $T = 700^\circ\text{C}$ (б)

Что касается омических контактов к *n*-GaN, то процесс их формирования даже в наиболее изученной металлизации Al–Ti, в которой контакт создается при взаимодействии Ti с GaN, остается малопонятным и более сложным, чем считалось ранее [7, 8]. Существенными в этом случае являются и режим термообработки, и дефектность нитрида галлия (например, плотность дислокаций в GaN, выращиваемом на сапфире, достигает 10^8 – 10^{10} см⁻²) и толщины слоев металлизации, и природа и фазовый состав диффузионных барьеров [9].

Микроволновая обработка тестовых образцов не изменила слоевой структуры контактной металлизации, но привела к некоторому упорядочению переходной области на границе раздела контактообразующий материал – полупроводник, что существенным образом повлияло на однородность распределения удельного контактного сопротивления по площади пластины, уменьшив на 30–40 % разброс величины ρ_c .

Измерения ρ_c исходных образцов всех типов показали, что на них в процессе магнетронного распыления на подогретую до 100 °C подложку сформировался выпрямляющий контакт. БТО при $T = 400(600^\circ\text{C})$ способствовала формированию омических контактов к *n*-InP(GaAs) и $T = 700^\circ\text{C}$ – к *n*-GaN. Согласно литературным данным, для первых двух образцов формирование омического контакта происходит за счет понижения высоты барьера вследствие образования фазы AuIn₂ в случае InP и *n*⁺-слоя в приконтактной области GaAs за счет массопереноса Ge, являющегося при этих температурах мелким донором в GaAs. Подобные процессы происходят и на границе раздела Ti с GaN. Существенным для всех трех типов образцов является сохранение буферных свойств слоя TiB_x , являющегося по нашим данным аморфным оксиборидом титана [10], при температурах примерно в 2,4 раза превышающих рабочие для GaAs, примерно в 3 раза – для InP и в 2,3 раза – для GaN (при рабочей температуре прибора 300 °C).

Величины ρ_c после БТО, измеренные при комнатной температуре, не превышали 10^{-4} Ом·см². Таким образом, хотя полученные данные по величине ρ_c после БТО и МО и не являются оптимизированными, они свидетельствуют о сохранении омической проводимости и буферных свойствах диффузионных барьеров на основе оксиборида титана при термовоздействиях $\sim 600^\circ\text{C}$ для InP и

GaAs и 700 °С – для GaN, значительно превышающих рабочие температуры для приборов на этих материалах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Левинштейн М.Е., Пожела Ю.К., Шур М.С. Эффект Ганна. – М.: Сов. радио, 1975. – 288 с.
2. Тагер А.С. // Фосфид индия в полупроводниковой электронике / под ред. акад. АН МССР С.И. Радущана. – Кишинев: Штинца, 1988. – С. 120–132.
3. Buniatyan V.V., Aroutiounian V.M. // J. Phys. D.: Appl. Phys. – 2007. – V. 40. – P. 6355–6385.
4. Агеев О.А., Беляев А.Е., Болтовец Н.С. и др. Фазы внедрения в технологии полупроводниковых приборов и СБИС. – Харьков: НТК Институт монокристаллов, 2008. – 392 с.
5. Wen Chang Huang, Tan Fu Lei, Chung Len Lee. // J. Appl. Phys. – 1996. – V. 79. – No. 12. – P. 9200–9205.
6. Лапшинов Б.А., Камнев А.Б., Кравченко Л.Н., Оплеснин В.Л. // Зарубежная электронная техника. – 1987. – № 5. – С. 58–73.
7. Бланк Т.В., Гольдберг Ю.А. // ФТП. – 2007. – Т. 41. – № 11. – С. 1281–1308.
8. Моргос Н. Handbook of Nitride Semiconductors and Devices. – Willey – VCH, 2008.
9. Беляев А.Е., Болтовец Н.С., Иванов В.Н. и др. // Письма в ЖТФ. – 2005. – Т. 31. – № 24. – С. 88–94.
10. Беляев А.Е., Болтовец Н.С., Иванов В.Н. и др. // ФТП. – 2009. – Т. 43. – № 8. – С. 1125–1130.

*Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАНУ,
г. Киев, Украина

**НИИ «Орион», г. Киев, Украина

E-mail: belyaev@isp.kiev.ua; konakova@isp.kiev.ua

Поступила в редакцию 02.11.10.

Беляев Александр Евгеньевич, чл.-корр. НАНУ, д.ф.-м.н., профессор, зам. директора;

Болтовец Николай Силович, к.ф.-м.н., нач. отделения;

Иванов Владимир Николаевич, нач. отдела;

Конакова Раиса Васильевна, д.т.н., профессор, зав. лабораторией;

Кудрик Ярослав Ярославович, к.т.н., ст. науч. сотр.;

Миленин Виктор Владимирович, к.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр.;

Новицкий Сергей Вадимович, стажер-исследователь;

Шеремет Владимир Николаевич, аспирант.