

Межфазные взаимодействия и механизм токопереноса в омических контактах Au—TiB_x—AuGe—*n*-GaP

© А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец*, В.Н. Иванов*, А.Б. Камалов, Л.М. Капитанчук⁺, В.П. Кладыко, Р.В. Конакова[¶], Я.Я. Кудрик, В.В. Миленин, М.У. Насыров, П.В. Неволин

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

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

⁺ Институт электросварки им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины, 03680 Киев, Украина

(Получена 24 марта 2009 г. Принята к печати 14 апреля 2009 г.)

Исследованы омические контакты Au—TiB_x—AuGe—*n*-GaP до и после быстрой термической обработки при $T = 723, 773$ и 873 К в течение 60 с в H₂. Показано, что удельное контактное сопротивление с ростом температуры уменьшается в интервале 77–232 К, что обусловлено термоэлектронным механизмом токопрохождения в неоднородном омическом контакте, а в интервале 232–386 К возрастает, что может быть связано с проводимостью по металлическим шунтам.

PACS: 73.40.Cg, 73.40.Ns

1. Введение

Известно, что при создании полупроводниковых приборов и интегральных схем (ИС) особое место занимает технология формирования омических контактов, что связано с существенным влиянием их свойств на параметры приборов и ИС: шумы, эффективность, саморазогрев. Симметричность и линейность вольт-амперных характеристик (ВАХ) при отсутствии инжекции и минимальном удельном контактном сопротивлении ρ_c обуславливают уменьшение разогрева и шумов, связанных в основном с контактными явлениями, увеличивают эффективность светоизлучающих диодов и лазеров. Разумеется, что все эти достоинства могут быть реализованы только в однородном контакте, что прежде всего предусматривает однородные стабильные межфазные границы в слоях металлизации и на границе раздела металл—полупроводник.

Реальные контакты, особенно к полупроводниковым соединениям A^{III}B^V, как правило, неоднородны, например, омические контакты к GaP в основном формируются за счет межфазных взаимодействий на границе раздела металл—GaP [1–12]. При этом возможны как твердофазная эпитаксия, например, кремния на GaP (омические контакты Al—Si—Pd и Si—Pd) и образование фаз Pd₂GaP, Pd₂Ga_xP_{1-x} [1], In_yGa_{1-y}P в случае контакта Pd—In [4], так и сплавление с формированием металлических шунтов (контакт In—GaP) [3]. В зависимости от уровня легирования *n*-GaP, условий формирования омических контактов и типа металлизации величина ρ_c изменяется в широких пределах (рис. 1, табл. 1).

Для замедления процессов межфазного взаимодействия и массопереноса в слоях металлизации, особенно к широкозонным полупроводникам, используют диффузионные барьеры — буферные слои металлов

или сплавов, включая сплавы внедрения (фазы внедрения) [11–14]. В последнее время для этих целей начали применять тонкие пленки наиболее изученных сплавов внедрения — нитридов, боридов, вольфрамидов и силицидов тугоплавких металлов [11]. В омических контактах к *n*-GaP мы впервые применили в качестве диффузионных барьеров аморфные пленки TiB_x и оксибориды титана [8,9]. Оказалось, что омические контакты Au—TiB_x—AuGe—*n*-GaP (*n*-GaP $\approx 10^{17}$ см⁻³) имеют удельное сопротивление $\sim (1.1-4) \cdot 10^{-4}$ Ом·см², не изменяющееся после двух лет хранения при комнатной температуре на воздухе, что указывает на высокую стабильность диффузионного барьера TiB_x, границы раздела AuGe—*n*-GaP и самого слоя AuGe, формирующего омический контакт. Вместе с тем термостойкость

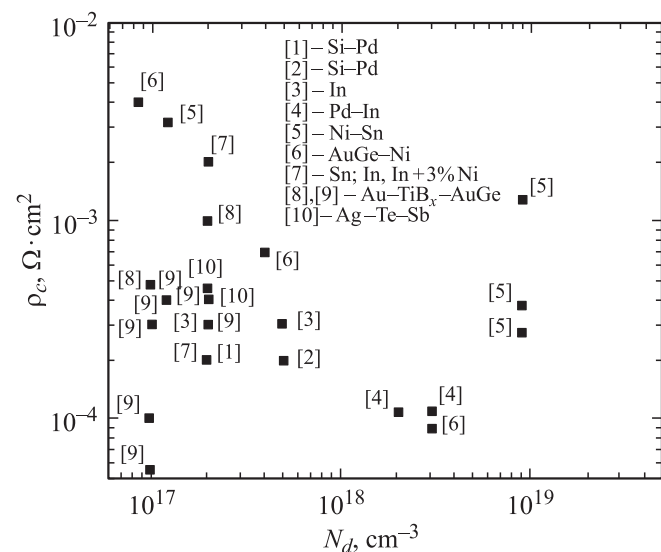


Рис. 1. Зависимость ρ_c от уровня легирования *n*-GaP и типа металлизации [1–10].

[¶] E-mail: konakova@isp.kiev.ua

Таблица 1. Зависимость ρ_c от уровня легирования n -GaP и режимов отжига [1–10,12]

| Металлизация | Концентрация легирующей примеси, см ⁻³ | Температура и время отжига, $T, ^\circ\text{C}, t$ | Удельное контактное сопротивление ρ_c , Ом · см ² | Ссылки | Примечания |
|----------------------------------|---|--|---|--------|--|
| Si–Pd | $5 \cdot 10^{17}$ | 400–600, 30 мин | $2 \cdot 10^{-4}$ | [1] | Твердофазная эпитаксия Si на GaP, образование фаз Pd ₂ GaP, Pd ₂ (Ga _x P _{1-x}) |
| Si–Pd | $5 \cdot 10^{17}$ | 400–650 | $2 \cdot 10^{-4}$ | [2] | |
| In | $(2-4) \cdot 10^{17}$ | 580, 5 мин | $2.8 \cdot 10^{-4}$ | [3] | Металлические шунты |
| Pd–In | $(2-3) \cdot 10^{18}$ | 600, 1 мин | 10^{-4} | [4] | Образование фазы In _y Ga _{1-y} P |
| Ni–Sn | $1.2 \cdot 10^{17}$ | 500–600, 2 мин | $5.9-3.3 \cdot 10^{-3}$ | | |
| Ni–Sn | $9 \cdot 10^{18}$ | 500–600, 2 мин | $1.3 \cdot 10^{-3}-2.7 \cdot 10^{-4}$ | [5] | |
| Ag | $1.6 \cdot 10^{17}$ | 650, 5 мин | $6.1 \cdot 10^{-2}$ | | |
| In–Ni | 10^{17} | 500, 0.5 мин | $5 \cdot 10^{-3}$ | | |
| Au–Ge–Ni | $8.5 \cdot 10^{16}-3 \cdot 10^{18}$ | 600, 2 мин | $4 \cdot 10^{-3}-9 \cdot 10^{-5}$ | [6] | |
| Sn | $(2-10) \cdot 10^{17}$ | 600, 10 мин | $2 \cdot 10^{-3}$ | | |
| In | $(2-10) \cdot 10^{17}$ | 500, 5 мин | 10^{-3} | [7] | |
| In + 3%Ni | $(2-10) \cdot 10^{17}$ | 500, 5 мин | $2 \cdot 10^{-4}$ | | |
| Au–TiB _x ⁻ | 10^{17} | 510, 0.5 мин | $4.8 \cdot 10^{-4}-4 \cdot 10^{-4}$ | [8] | |
| AuGe | $(2-4) \cdot 10^{17}$ | 510, 1 мин | $3.3 \cdot 10^{-4}$ | [9] | |
| Ag–Te–Sb | $2 \cdot 10^{17}$ | 700, 3 мин | $4 \cdot 10^{-4}$ | [10] | |
| Au–TiB _x ⁻ | 10^{17} | 600, 1 мин | $1.1 \cdot 10^{-4}$ | [12] | |
| AuGe | | | | | |

такой металлизации и свойства омических контактов Au–TiB_x–AuGe– n -GaP, подвергнутых быстрым термическим обработкам (БТО), имитирующим как некоторые режимы формирования омических контактов, так и режимы кратковременных термических нагрузок (например, перегревов в режимах эксплуатации), практически не исследовались. Далее рассмотрены межфазные взаимодействия и механизм токопереноса в таких омических контактах.

2. Методика эксперимента

В данной работе представлены результаты электрофизических исследований омических контактов Au–TiB_x–AuGe– n -GaP до и после быстрых термических обработок при $T = 723, 773$ и 873 К в течение 60 с в атмосфере водорода. До и после БТО методом электронной оже-спектроскопии исследовались профили распределения компонентов в омических контактах, методом рентгеновской дифрактометрии фазовый состав металлизации, а также температурные зависимости удельного контактного сопротивления ρ_c , из которых определялись высота барьера и механизм токопереноса.

Омические контакты формировались методом магнетронного распыления компонентов металлизации в одном технологическом цикле на неподогретую пластинку монокристаллического GaP n -типа, выращенного

методом Чохральского. Толщина пластины n -GaP составляла ~ 400 мкм. Концентрация легирующей примеси в n -GaP (теллур) $\sim 10^{17}$ см⁻³. Плотность дислокаций не превышала 10^5 см⁻². Перед напылением слоев металлизации поверхность GaP подвергалась фотонной очистке. Толщины слоев: Au(500 Å)–TiB_x(500 Å)–Au(400 Å)–Ge(100 Å)– n -GaP. Удельное контактное сопротивление измерялось с помощью радиального TLM-метода с постоянным соотношением внутреннего и внешнего радиусов контактных площадок [15], равным 7.4, в интервале температур 80–380 К. Использован шаблон с внутренними радиусами контактов 20, 40, 60, 80 и 100 мкм.

3. Экспериментальные результаты

Оказалось, что после БТО сохранилась слоевая структура металлизации (рис. 2, $a-d$). Однако БТО при $T = 873$ К привела к значительному расширению области межфазного взаимодействия в контакте AuGe– n -GaP при сохранении буферных свойств слоя TiB_x, в котором как в исходном образце, так и после БТО обнаружено значительное содержание кислорода. Данные рентгенофазового анализа свидетельствуют о наличии квазиаморфного слоя TiB_x во всех исследуемых контактах. На дифрактограммах исходного и прошедших БТО при 723 и 773 К образцов зафиксированы, кроме Au, в незначительных количествах AuGa₂, AuGaO₂,

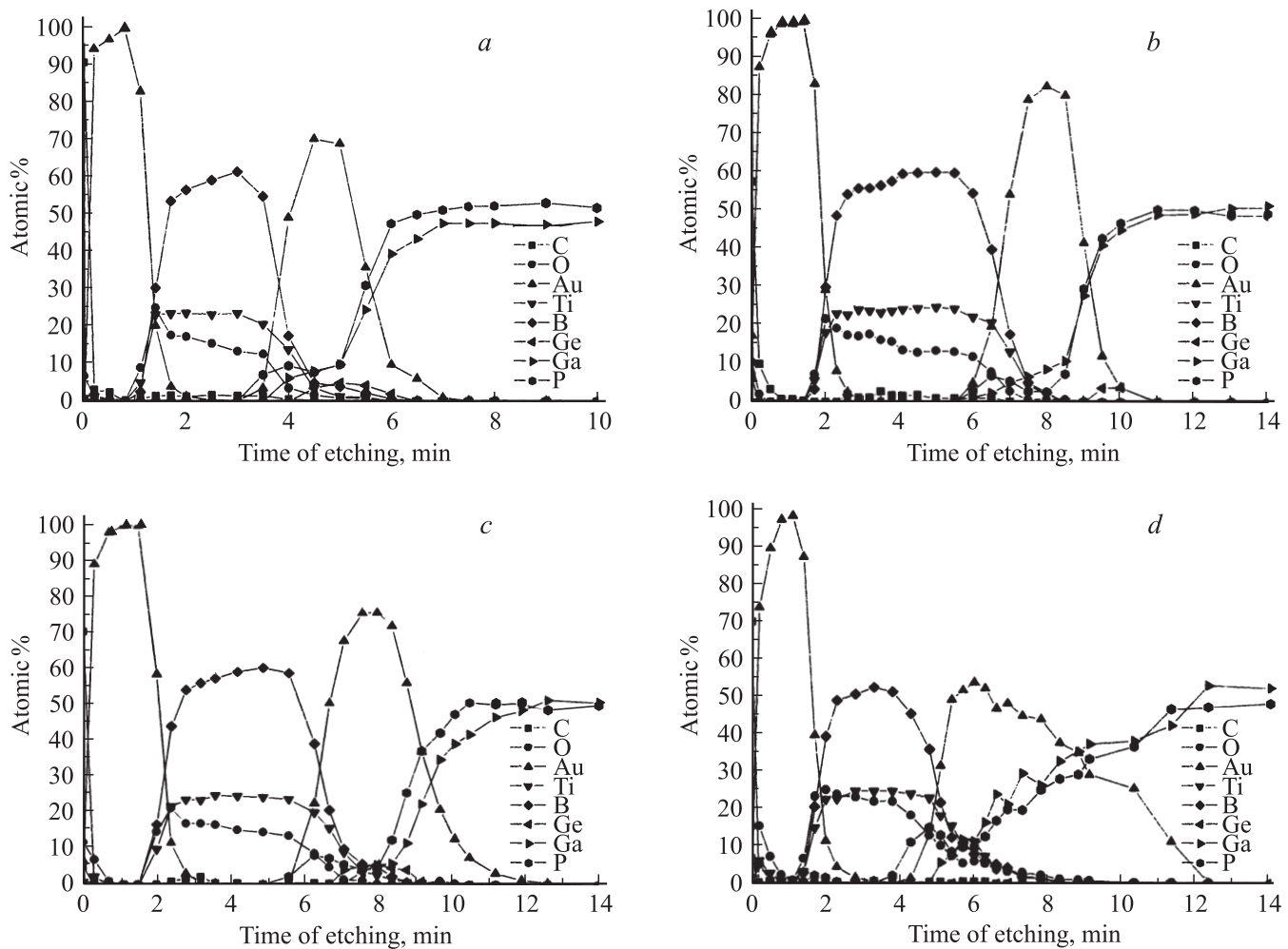


Рис. 2. Профили распределения компонентов омического контакта Au–TiB_x–AuGe–*n*-GaP до (а) и после БТО при $T = 723$ (b), 773 (c) и 873 К (d).

GeP₃, Ge, а также образование фазы Au_{0.72}Ge_{0.28} после БТО при 873 К.

Что касается электрических характеристик таких контактов, то исходный образец обладал выпрямляющими свойствами. После БТО при $T = 723$ К ВАХ оказались симметричными и линейными. При этом ρ_c , измеренное при $T = 300$ К, составляло $\sim (5-6) \cdot 10^{-3}$ Ом·см². БТО при $T = 773$ К привела к уменьшению ρ_c до $\sim (3-4) \cdot 10^{-4}$ Ом·см², а в образце, прошедшем БТО при 873 К, наблюдалось уменьшение ρ_c до $\sim (1-5) \cdot 10^{-5}$ Ом·см². Разброс ρ_c по площади пластины на полпорядка указывает на наличие неоднородного проводящего слоя, формирующего омический контакт с *n*-GaP. Принимая во внимание этот фактор, температурные зависимости ρ_c были измерены на тестовых образцах, прошедших БТО при 723 и 773 К. Данные этих измерений приведены на рис. 3, откуда следует, что в интервале температур 77–232 К ρ_c уменьшается с ростом T , а температурные зависимости ρ_c обоих образцов можно описать двумя экспонентами (на каждой кривой отмечается по 2 наклона) с различающимися энергиями

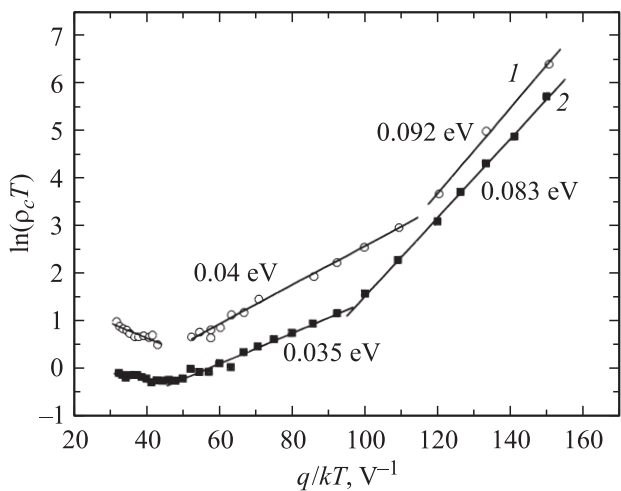


Рис. 3. Температурная зависимость удельного контактного сопротивления в координатах термоэлектронной эмиссии: 1 — после БТО при $T = 723$ К, 2 — после БТО при $T = 773$ К.

активации (высотами барьера φ_B), что характерно для термоэлектронного механизма токопереноса с неоднородным распределением тока по площади контакта. При этом для образца, прошедшего БТО при $T = 723$ К в интервале температур $77\text{--}90$ К, энергия активации в температурной зависимости ρ_c составляет величину ~ 0.092 эВ, а в интервале температур $90\text{--}232$ К — ~ 0.04 эВ, тогда как после БТО при 500°C на обоих участках энергии активации уменьшились и изменились температурные интервалы, а именно в интервале $T = 77\text{--}116$ К энергия активации составила ~ 0.083 эВ, а в интервале $T = 116\text{--}232$ К — ~ 0.035 эВ, что указывает на незавершенность физико-химических процессов на границе раздела AuGe–*n*-GaP после БТО при $T = 723$ К и их интенсификацию после БТО при 773 К.

Отметим также, что с повышением температуры от 232 до 386 К в образце после БТО при $T = 723$ К ρ_c возрастает. В образце, прошедшем БТО при $T = 773$ К, ρ_c в этом же температурном интервале также увеличивается, но существенно медленнее, чем после БТО при $T = 723$ К. Рост ρ_c при повышении температуры, как было показано в [3] для сплавного омического контакта In–GaP и для сплавного омического контакта In–GaN в [16,17], может быть связан с металлическими шунтами, формирующимися на структурных несовершенствах приконтактного слоя полупроводника, в том числе ростовых дислокациях.

Природа шунтов может быть связана с термическими напряжениями, возникающими в контактах из-за разности коэффициентов термического расширения полупроводника и металла (сплава), формирующего контакт. Так, в нашем случае коэффициент термического расширения α для GaP равен $5.6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для Au — $14.2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для Ge — $4.5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. При массопереносе атомов Au через поликристаллическую пленку Ge толщиной 10 нм (рис. 2) в тонком слое Au, оказавшемся на границе раздела с GaP при охлаждении образца до комнатной температуры, например после БТО при $T = 723$ К, возникают термические напряжения $\sigma_{\text{Au}} = (\alpha_{\text{Au}} - \alpha_{\text{GaP}})\Delta T \frac{E_{\text{Au}}}{1 - \nu_{\text{Au}}}$ (здесь $E = 78$ ГПа — модуль Юнга Au, $\nu_{\text{Au}} = 0.4$ — коэффициент Пуассона Au, $\Delta T = 723 \text{ K} - 300 \text{ K} = 423 \text{ K}$) порядка $4.7 \cdot 10^8$ Па, при пределе прочности GaP $\approx 10^9$ Па [18] и пределе прочности Au $\approx 7.8 \cdot 10^8$ Па (предел прочности материалов на 2 порядка меньше модуля упругости [19]). Вполне возможно также возникновение механических напряжений из-за несоответствия параметров решетки GaP (0.545 нм), атомного радиуса Au (0.144 нм) и постоянных решеток AuGaO₂ и AuGa₂ (0.67 нм) соединений, которые могут образовываться при БТО. Релаксация термических напряжений и напряжений несоответствия может увеличивать плотность структурных несовершенств в приконтактной области GaP и способствовать дополнительно формированию шунтов.

Сопротивление одного из шунтов в образце, прошедшем БТО при 723 К, рассчитывалось по модели, предло-

Таблица 2. Удельное сопротивление Au (ρ_{Au}), сопротивление шунта (R_{sh}), удельное контактное сопротивление (ρ_c) и количество шунтов на единицу площади (N) при разных температурах

| $T, \text{ K}$ | $\rho_{\text{Au}}, \text{ Ом} \cdot \text{ см}$ | $R_{\text{sh}}, \text{ Ом}$ | $\rho_c, \text{ Ом} \cdot \text{ см}^2$ | N |
|----------------|---|-----------------------------|---|------------------|
| 289 | $2.15 \cdot 10^{-6}$ | $2.3 \cdot 10^3$ | $5.6 \cdot 10^{-3}$ | $4 \cdot 10^5$ |
| 300 | $2.26 \cdot 10^{-6}$ | $2.4 \cdot 10^3$ | $6 \cdot 10^{-3}$ | $4 \cdot 10^5$ |
| 350 | $2.68 \cdot 10^{-6}$ | $2.9 \cdot 10^3$ | $6.6 \cdot 10^{-3}$ | $4.4 \cdot 10^5$ |
| 386 | $3 \cdot 10^{-6}$ | $3.2 \cdot 10^3$ | $7 \cdot 10^{-3}$ | $4.6 \cdot 10^5$ |

женной в [3]. В соответствии с [3] будем считать, что радиус шунта порядка постоянной решетки GaP (0.545 нм), а материал шунта — золото. Тогда сопротивление шунта $R_{\text{sh}} = \rho_{\text{Au}} \cdot l/S$, где ρ_{Au} — удельное сопротивление Au = $2.2 \cdot 10^{-6}$ Ом · см при 283 К, температурный коэффициент удельного сопротивления Au при 293 К $3.9 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ [20]. Считаем, что l — длина шунта равна ширине слоя объемного заряда W . При нулевом смещении $W = \sqrt{2\epsilon_0\epsilon(V_d - kT/q)/qN_d}$ составляет $\sim 10^{-5}$ см и слабо изменяется в интервале температур, в котором наблюдается металлическая проводимость в омическом контакте (здесь $\epsilon = 11.1$ — диэлектрическая проницаемость GaP, $\epsilon_0 = 8.85 \cdot 10^{14}$ Ф/см — диэлектрическая проницаемость вакуума, V_d — диффузионный потенциал на границе раздела Au и GaP, $N_d = 10^{17} \text{ см}^{-3}$ — концентрация нескомпенсированных доноров в GaP).

Из результатов расчета, приведенных в табл. 2, видно, что в интервале $T = 289\text{--}386$ К количество шунтов меняется незначительно и примерно на полпорядка превышает плотность дислокаций в исходном GaP, что, по-видимому, связано с дополнительным формированием шунтов на структурных дефектах, генерированных в процессе остывания образца, прошедшего БТО при 723 К и остывшего до $T = 300$ К.

Особенности температурной зависимости ρ_c после БТО при 773 К связаны, по-видимому, с понижением высоты барьера в омическом контакте за счет диффузии Ge в GaP и формирования тонкого легированного Ge слоя *n*-типа с повышенной концентрацией доноров, понижающих барьер, но еще сохраняющих термоэлектронный механизм токопереноса в контакте и конкурирующего действия механизмов токопереноса по шунтам и термоэлектронной эмиссии.

4. Заключение

Таким образом, на основе исследования температурной зависимости ρ_c и межфазных взаимодействий в омических контактах Au–TiB_x–AuGe–*n*-GaP после БТО при $T = 723$ и 773 К показано, что в интервале температур $77\text{--}232$ К ρ_c уменьшается с ростом температуры, что обусловлено термоэлектронным механизмом токопрохождения в неоднородном омическом

контакте, о чем свидетельствуют 2 наклона в зависимости $\ln(\rho_c T) = f(q/kT)$, а в интервале температур 232–386 К ρ_c возрастает с увеличением температуры, что не описывается типичными механизмами токопере-носа в контактах и связано с проводимостью по металлическим шунтам, обнаруженным ранее в сплавных контактах In–GaP(GaN) Бланк и Гольдбергом с соавт. [3,16,17]. Однако в отличие от [3,16,17] металлические шунты в нашей работе формируются не при сплавлении, а путем диффузионного массопереноса Au по структурным дефектам, возможно по микронесплошностям.

Список литературы

- [1] M.H. Park, L.S. Wang, D.C. Dufner, Fei Deng, S.S. Lau, I.H. Tan, F. Kish. *J. Appl. Phys.*, **81** (7), 3138 (1997).
- [2] L.S. Wang, M.H. Park, H.A. Jorge, I.H. Tan, F. Kish. *Electron. Lett.*, **82** (4), 409 (1996).
- [3] Т.В. Бланк, Ю.А. Гольдберг, О.В. Константинов, В.Г. Никитин, Е.А. Поссе. *Письма ЖТФ*, **30** (19), 17 (2004).
- [4] C.F. Lin, D.B. Ingerly, Y.A. Chang. *Appl. Phys. Lett.*, **69** (23), 3543 (1996).
- [5] И.Г. Васильев, Г.Г. Боева, В.Н. Курасов, И.В. Рыжиков, И.И. Круглов. *Электрон. техн., сер. 2, Полупроводниковые приборы*, **3**, 65 (1970).
- [6] K.K. Shin, J.M. Blum. *Sol. St. Electron.*, **15** (11), 1177 (1972).
- [7] Р.С. Игнаткина, Р.Н. Кривошеева, С.С. Мескин, В.Н. Равич, Н.Ф. Сильвестрова. *ПТЭ*, **5**, 215 (1968).
- [8] А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, В.В. Миленин, М.У. Насыров, П.В. Неволин. *Тр. XVII Межд. совещ. „Радиационная физика твердого тела“*, Севастополь, Украина, 2008 (М., МГИЭМ, 2008) с. 194.
- [9] А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, А.Б. Камалов, Л.Н. Капитанчук, В.П. Кладько, Р.В. Конакова, Я.Я. Кудрик, В.В. Миленин, М.У. Насыров, П.В. Неволин. *Тр. Межд. конф. „Научно-технический прогресс и современная авиация“* (Баку, Азербайджан, 2009) с. 283.
- [10] H. Nakatsuka, A.J. Domenico, G.L. Pearson. *Sol. St. Electron.*, **14**, 849 (1971).
- [11] О.А. Агеев, А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, В.А. Пилипенко. *Фазы внедрения в технологии полупроводниковых приборов и СБИС* (Харьков, НТК „Институт монокристаллов“, 2008).
- [12] А.Е. Belyaev, N.S. Boltovets, V.N. Ivanov, V.P. Kladko, R.V. Konakova, Ya.Ya. Kudryk, V.V. Milenin, V.N. Sheremet. *SPQEO*, **11** (3), 209 (2008).
- [13] A.G. Vasa, F. Ren, J.C. Zolper, R.D. Briggs, S.J. Pearton. *Thin Sol. Films*, **308–309**, 599 (1997).
- [14] Т.В. Бланк, Ю.А. Гольдберг. *ФТП*, **41** (11), 1281 (2007).
- [15] А.Н. Андреев, М.Г. Растегаева, В.П. Растегаев, С.А. Решанов. *ФТП*, **32** (7), 832 (1998).
- [16] Т.В. Бланк, Ю.А. Гольдберг, О.В. Константинов, В.Г. Никитин, Е.А. Поссе. *ФТП*, **40** (10), 1204 (2006).
- [17] В.Н. Бессолов, Т.В. Бланк, Ю.А. Гольдберг, О.В. Константинов, Е.А. Поссе. *ФТП*, **42** (11), 1345 (2008).
- [18] С.С. Стрельченко, В.В. Лебедев. *Соединения A^{III}B^V*. Справочник (М., Металлургия, 1984).
- [19] Ю.А. Концевой, Ю.М. Литвинов, Э.А. Фаттахов. *Пластичность и прочность полупроводниковых материалов и структур* (М., Радио и связь, 1985).
- [20] X. Кухлинг. *Справочник по физике* (М., Мир, 1985).

Редактор Л.В. Беляков

Interactions between phases and mechanism of current flow in the Au–TiB_x–AuGe–*n*-GaP ohmic contacts

A.E. Belyaev, N.S. Boltovets*, V.N. Ivanov*, A.B. Kamalov, L.M. Kapitanchuk⁺, V.P. Kladko, R.V. Konakova, Ya.Ya. Kudryk, V.V. Milenin, M.U. Nasyrov, P.V. Nevolin

V. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, National Academy of Sciences of Ukraine, 03028 Kiev, Ukraine

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

⁺ Paton Institute of Electric Welding, National Academy of Sciences of Ukraine, 03680 Kiev, Ukraine

Abstract We studied Au–TiB_x–AuGe–*n*-GaP ohmic contacts, both before and after rapid thermal annealing at $T = 723, 773$ and 873 K for 60 s in hydrogen atmosphere. It is shown that the contact resistivity decreases with temperature in 77–232 K range owing to thermionic mechanism of current flow in the nonuniform ohmic contact, while in 232–386 K range the contact resistivity increases with temperature; this may be related to conduction through metal shunts.