

# Свойства контактов GaN(SiC) — (Ti,Zr)B<sub>x</sub>, подвергнутых быстрым термоотжигам

© А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец\*, В.Н. Иванов\*, Р.В. Коначова<sup>†</sup>, В.П. Кладько, Я.Я. Кудрик, А.А. Лебедев<sup>+</sup>, В.В. Миленин, В.Н. Шеремет

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

\* Государственное предприятие НИИ „Орион“, 03057 Киев, Украина

<sup>+</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 13 января 2009 г. Принята к печати 14 января 2009 г.)

Исследовано влияние быстрой термической обработки на структурные и электрофизические свойства контактов Au—(Ti,Zr)B<sub>x</sub>—GaN(SiC) и диодных структур на их основе. Рентгенодифракционные исследования и послойный оже-анализ показали, что фазовый состав и структура контактов к GaN и SiC сохраняются до температуры 900 и 1000°C соответственно. Стабильность межфазных границ подтверждается практически неизменными электрофизическими свойствами контактов до и после быстрых термообработок. Высота барьера Шоттки  $\phi_b$  для контактов к GaN составляет 0.89–0.9 эВ и к SiC — 0.79–0.83 эВ; фактор идеальности вольт-амперной характеристики для контактов Au—TiB<sub>x</sub>(ZrB<sub>x</sub>)—n-GaN(SiC) составляет  $n = 1.2$ , а для Au—ZrB<sub>x</sub>—n-n<sup>+</sup>-4HSiC  $n \approx 1.12$ . Структурные исследования указывают на наличие стеклообразующих окислов бора и металлов на межфазной границе раздела, которые образуют тонкий аморфный стекловидный слой, устойчивый к быстрым термическим отжигам, и являются диффузионным барьером для межфазного переноса.

PACS: 73.40.Ns, 73.30+у, 85.30Kk, 81.05.Hd, 81.40.Ef, 81.40.Rs, 81.05.Rm

## 1. Введение

Стимулированные активными воздействиями (нагрев, облучение и др.) химические реакции и диффузионные процессы на межфазных границах (МФГ) контактов металл-полупроводник (МП) твердотельных электронных приборов приводят к их параметрической нестабильности и деградации. В идеале для полупроводниковых приборов требуется одиночный относительно инертный слой, создающий требуемую высоту барьера и препятствующий как диффузии атомов технологических металлических слоев внутрь полупроводника, так и диффузии его компонент наружу.

При формировании контактов к широкозонным материалам GaN, SiC, как следует из [1–4], могут быть использованы металлы, расположенные в IV–VI группах Периодической системы элементов, обеспечивающие качественные электрические и эксплуатационные характеристики контактов. Однако были выявлены несколько факторов, ограничивающих их стойкость к высокотемпературным воздействиям и процессам термоциклирования.

1. Структурная конверсия фазового состава переходных слоев контактов при умеренных отжигам. Так, например, контакт Ni—n-SiC сохраняет свои барьерные характеристики до температур отжига 600°C и трансформируется в омический при 900°C, когда доминирующим продуктом межфазных реакций на границе раздела является силицид никеля [5]. Аналогичный механизм реализуется и в контактах Me—GaN (здесь Me — металл).

Так, в работе [6] наблюдали стимулированные отжигом химические реакции между Ti и GaN, приводящие к образованию на МФГ пленки нитрида титана. Уход атомов азота из решетки GaN ведет к формированию сильно легированного ( $n \approx 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ) приконтактного слоя полупроводника, обеспечивающего трансформацию барьерных характеристик контакта в омические.

2. Окисление в процессе умеренных термообработок слоев металла с низкой энергией активации этого процесса (Ta, Ti, Ga и др.). Этот фактор обуславливает зависимость химического состава МФГ от природы используемых металлов. Образующийся при этом неоднородный переходной слой может содержать в своем составе как окислы металлов, так и полупроводника [7,8].

3. Возникновение и релаксация внутренних механических напряжений в контактах, которые могут оказывать заметное влияние на размытие границ раздела контактирующих слоев [9].

Одним из наиболее перспективных путей устранения выше отмеченных негативных факторов является использование в качестве металлического слоя к широкозонным полупроводникам фаз внедрения, микроструктуру которых можно представить как металлическую матрицу с внедренными в ее междоузлия атомами неметаллов (H, C, N, O, P и др.). Эти фазы обладают ярко выраженными свойствами металлов в сочетании с высокими твердостью, термической и химической стабильностью [10].

Особое место среди фаз внедрения занимают бориды тугоплавких металлов, что связано со специфическими свойствами атомов бора, обусловленными их размерами

<sup>†</sup> E-mail: konakova@isp.kiev.ua

и электронным строением. В боридах в отличие от „классических“ фаз внедрения могут образовываться непосредственные химические связи между внедренными атомами неметалла. Эти связи не играют существенной роли в структурах с низким содержанием бора (атомы В не взаимодействуют между собой). С увеличением содержания В в соединениях с тугоплавкими металлами химические связи между атомами В начинают играть все более существенную роль в физико-химических свойствах этих материалов, определяя их структурные особенности, кристаллохимические термодинамические, теплофизические, электрофизические, термоэмиссионные, оптические и механические параметры. Таким образом, варьируя содержание В, можно управлять физическими свойствами этих материалов в широком диапазоне при сохранении ярко выраженных металлических свойств [10–12].

Особо отметим еще одно важное свойство боридов, связанное с их высокой коррозионной стойкостью. Заметное взаимодействие боридов с кислородом воздуха наблюдается лишь при температуре 600–700°C, причем наиболее стойкими относительно окисления являются бориды типа  $MeB_2$  [10].

В данной работе анализируются термическая стабильность контактов к GaN и SiC при использовании в качестве металлизированных слоев квазиаморфных пленок боридов тугоплавких металлов, недостаточно исследованных до настоящего времени. Также рассматривается влияние на термостойкость контакта двухслойной металлизации, состоящей из пленки боридов и золота, напыленных в одном технологическом цикле.

## 2. Образцы и методы исследования

Слой  $TiB_x$ ,  $ZrB_x$  и Au, толщиной по 0.1 мкм каждый, получали методом магнетронного распыления в атмосфере аргона при давлении в камере  $\sim 5 \cdot 10^{-3}$  мм рт. ст. из порошковых мишеней стехиометрического состава [13, 14].

Для изготовления контактов использовались эпитаксиальные  $n$ -слои GaN с концентрацией донорной примеси  $\sim 10^{17}$  см $^{-3}$  и толщиной  $\sim 1$  мкм, выращенные на  $Al_2O_3$ , и пластины объемного  $n$ -6HSiC с концентрацией донорной примеси  $\sim 10^{18}$  см $^{-3}$ , а также эпитаксиальные  $n$ - $n^+$ -4HSiC структуры с концентрацией легирующей примеси в  $n$ -слое  $\sim 10^{17}$  см $^{-3}$  и толщиной  $\sim 1.5$  мкм.

До и после быстрой термической обработки (БТО) при  $T = 800, 900$  и  $1000^\circ C$  в течение 30, 60 и 90 с исследовались два типа образцов: тестовые площадью  $0.5 \times 0.8$  см $^2$  и диодные структуры с барьером Шоттки (БШ), диаметром  $\sim 100$  мкм.

На тестовых структурах исследовались профили распределения компонентов в контактах методом электронной оже-спектроскопии в сочетании с ионным травлением. Фазовый состав слоев металлизации анализируется методами рентгеновской дифракции и фотоэлектронной спектроскопии.

На диодных структурах измерялись вольт-амперные характеристики (ВАХ), из которых определялись высота барьера Шоттки  $\phi_b$  и фактор идеальности ВАХ  $n$ .

Использование квазиаморфных слоев боридов позволяет избежать неопределенностей, связанных с влиянием структурно-фазовых перестроек в напыленных слоях металлов на физические параметры контактов, как это отмечалось в [15,16]. Следует отметить, что при исследовании реальных контактов, сформированных на моноатомных полупроводниках, такая особенность не наблюдалась в работе [17].

## 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Рентгенографические исследования показали, что структура напыленных слоев  $TiB_x$  и  $ZrB_x$  квазиаморфна, с размерами упорядоченных участков  $\leq 3$  нм. Квазиаморфное состояние пленок  $TiB_x$  и  $ZrB_x$  сохраняется после БТО при  $T = 900^\circ C$  для структур на основе GaN и после БТО при  $1000^\circ C$  для SiC-контактов (рис. 1, 2).

На рис. 3 и 4 приведены результаты послойного до и после БТО оже-анализа контактных систем Au– $TiB_x$ ( $ZrB_x$ )– $n$ -6HSiC. Границы раздела бориды–SiC остаются резкими, а их протяженность ( $\sim 20$  нм) и их атомный состав практически не изменяются даже при высокотемпературных отжигах ( $T = 1000^\circ C$ ,  $t = 90$  с). Данные послойного оже-анализа структур Au– $TiB_x$ ( $ZrB_x$ )–GaN также свидетельствуют об их высокой термостабильности и отсутствии заметных изменений в стехиометрии приповерхностной области GaN даже при отжигах  $\sim 900^\circ C$  (рис. 5).

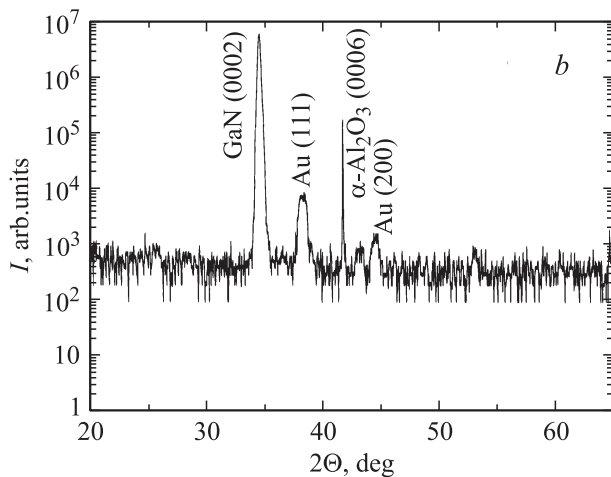
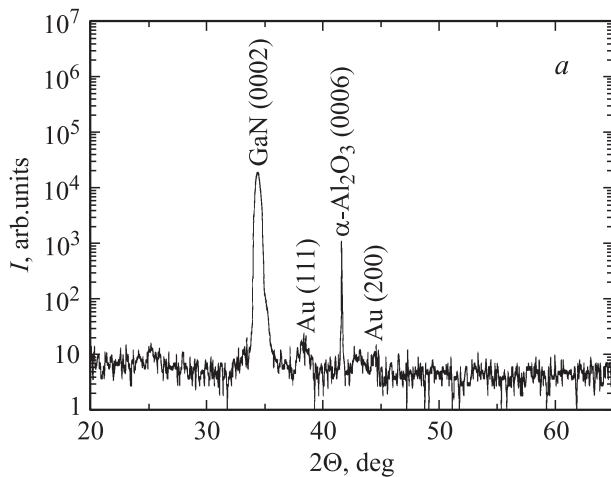
На основании приведенных рентгенодифракционных исследований и послойного оже-анализа можно сделать вывод, что структура и фазовый состав пленочных покрытий на основе боридов сохраняются вплоть до максимальных температур отжига, а следовательно, не изменяются и физические параметры межфазных границ, формируемых боридами с полупроводниками.

Это подтверждается данными электрофизических исследований контактов, представленных в таблице. Экстремальные отжиги ( $900$ – $1000^\circ C$ ) не приводят к изменениям электрофизических характеристик барьеров Шоттки.

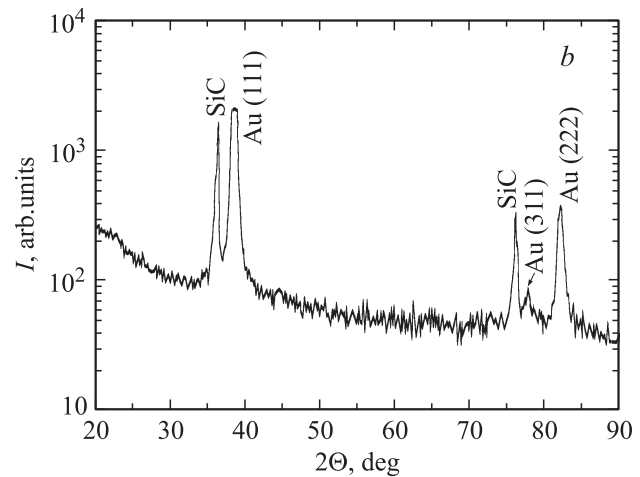
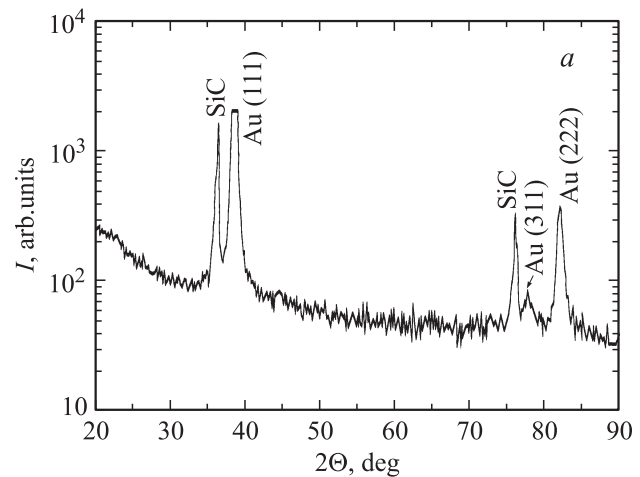
Результаты исследований, приведенные в таблице, несколько отличаются от данных, полученных в [18]. В работе [18] сообщалось о трансформации электрофизических свойств контактных структур при термообработках. Величина БШ  $\phi_b$  с увеличением температуры отжига падала от 0.8 (исходные образцы) до 0.6 эВ при температуре отжига  $400^\circ C$ ,  $t = 20$  мин в атмосфере азота и далее незначительно возрастала при температуре отжига  $600^\circ C$ . При этом фактор идеальности ВАХ возрастает от 2.2 до 3–4. Такие изменения параметров контактов авторы [18] связывали с влиянием отжига на электрические неоднородности на межфазной границе

Влияние быстрого отжига на высоту барьера Шоттки  $\phi_b$  и фактор идеальности  $n$  вольт-амперных характеристик диодных структур с барьером Шоттки Au-(Ti,Zr)B<sub>x</sub>-n-GaN(SiC)

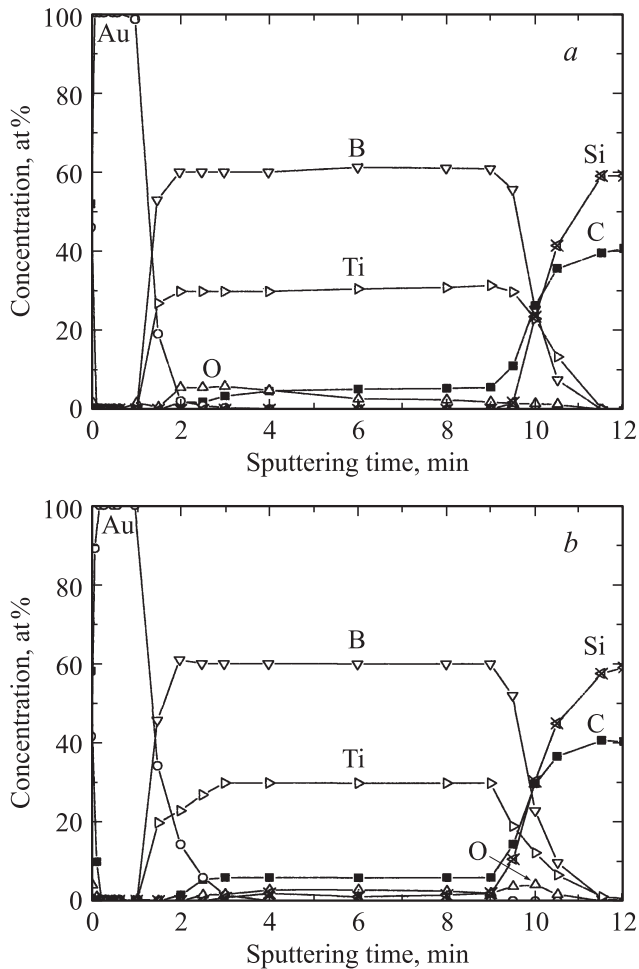
Тип диодных структур с барьером Шоттки и время отжига (БТО)	$\phi_b$ , эВ				$n$			
	Исходные образцы	Температура БТО			Исходные образцы	Температура БТО		
		800°C	900°C	1000°C		800°C	900°C	1000°C
Au-TiB <sub>x</sub> -n-GaN, БТО 30 с	0.9	0.9	0.89	—	1.2	1.2	1.2	—
Au-ZrB <sub>x</sub> -n-GaN, БТО 30 с	0.89	0.89	0.89	—	1.2	1.2	1.2	—
Au-TiB <sub>x</sub> -n-6HSiC, БТО 60 с	0.82	0.82	—	0.82	1.2	1.2	—	1.2
Au-ZrB <sub>x</sub> -n-6HSiC, БТО 60 с	0.79	0.8	—	0.8	1.2	1.2	—	1.2
Au-ZrB <sub>x</sub> -n-n <sup>+</sup> -4HSiC БТО 60 с	0.83	0.83	—	0.83	1.12	1.12	—	1.12



**Рис. 1.** Рентгеновские дифрактограммы структур Au-TiB<sub>x</sub>-n-GaN: *a* — исходный, *b* — после быстрого отжига при  $T = 900^\circ\text{C}$  на протяжении 30 с.



**Рис. 2.** Рентгеновские дифрактограммы структур Au-TiB<sub>x</sub>-n-6HSiC до (*a*) и после быстрого отжига (*b*) при  $T = 1000^\circ\text{C}$  на протяжении 60 с.



**Рис. 3.** Распределение компонент в контакте Au-TiB<sub>x</sub>-n-6HSiC, полученное методом оже-спектроскопии до (a) и после быстрого отжига (b) при  $T = 1000^\circ\text{C}$  на протяжении 90 с.

МП и в первую очередь на концентрацию вакансий в приповерхностном слое полупроводника.

Степень структурно-химической неоднородности МФГ зависит от технологических условий напыления слоя боридов, влияющих на их зарождение и особенности взаимодействия с полупроводником.

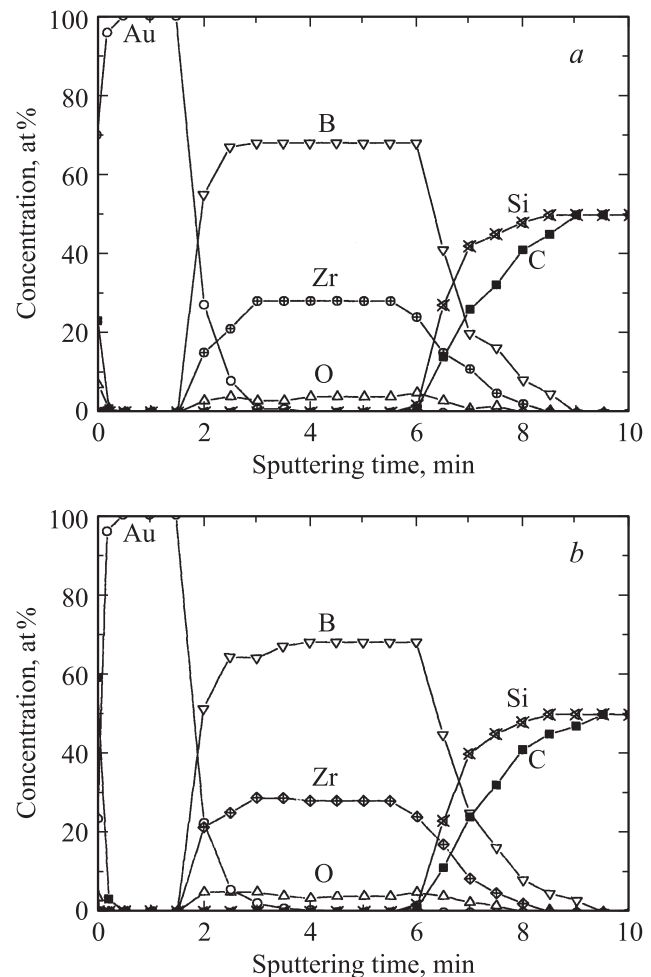
Это было подтверждено исследованиями, выполненными в работе [19], где наблюдались изменения в величине высоты БШ и фактора идеальности ВАХ структур ZrB<sub>2</sub>-4HSiC, изготовленных на полупроводниковых подложках при разных температурах. Наблюдалось повышение высоты БШ до 1.07 эВ при осаждении ZrB<sub>2</sub> на подложку, нагретую до 600°C от исходных значений  $\phi_b = 0.87$  эВ на образцах, изготовленных при температурах вблизи комнатных. В то же время фактор идеальности  $n$  уменьшался от 2.71 при комнатных температурах до  $\sim 1.06$  при 600°C. Последнее указывает на гомогенизацию МФГ. Это подтверждают и результаты по влиянию отжига 200–500°C на структуры, изготовленные при напылении ZrB<sub>2</sub> на „горячую“

(800°C) и „холодную“ (20°C) подложки. В первом случае отжиг 500°C привел к небольшому ( $\sim 0.08$  эВ) уменьшению  $\phi_b$  и росту  $n$  ( $\sim 0.1$ ), а во втором — к росту  $\phi_b$  ( $\sim 0.07$  эВ) и уменьшению  $n$  от 3.1 до 2.0.

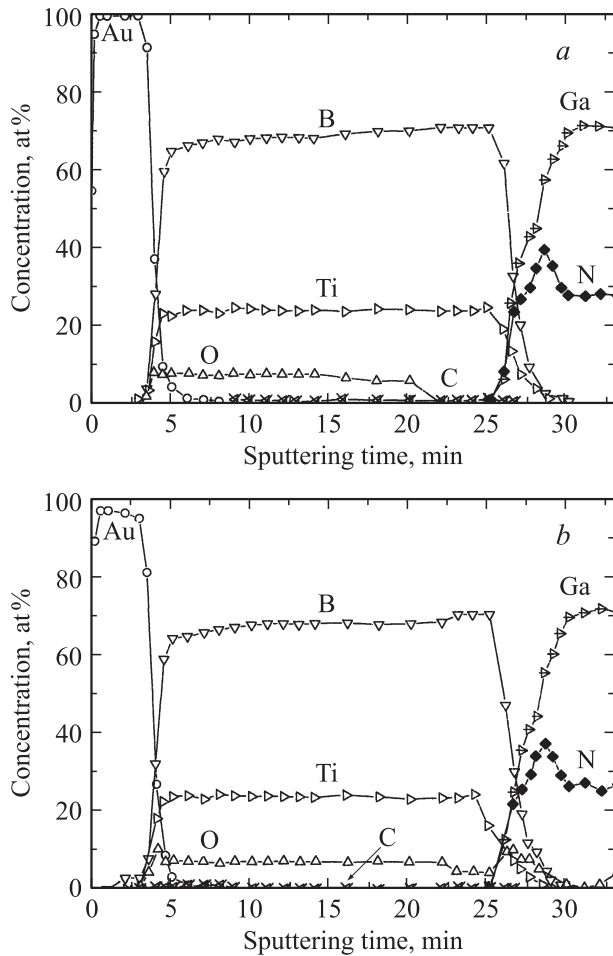
Еще менее существенными являются изменения параметров БШ при отжигах в контактах с квазиаморфными слоями (см. таблицу).

Если полагать, что термообработка контактов сводится к тому, что она уменьшает потенциальный барьер, который необходимо преодолеть для межфазного перемешивания его атомных компонент, и, следовательно, обеспечивает энергетическую выгодность конечного состояния, то причинами электрических неоднородностей контактов являются процессы межфазного переноса, в том числе химической диффузии.

Наличие единственного неспаренного  $2p$ -электрона на внешней орбите обуславливает большую вероятность образования атомами бора более устойчивых конфигураций  $sp^2$ ,  $sp^3$ , которые обеспечивают возникновение прочных ковалентных связей как между атомами бора, так и в его соединениях с атомами, образующими



**Рис. 4.** Распределение компонент в контакте Au-ZrB<sub>x</sub>-n-6HSiC, полученное методом оже-спектроскопии до (a) и после быстрого отжига (b) при  $T = 1000^\circ\text{C}$  на протяжении 90 с.



**Рис. 5.** Распределение компонент в контакте Au-TiB<sub>x</sub>-n-GaN, полученное методом оже-спектроскопии до (a) и после быстрого отжига (b) при  $T = 900^\circ\text{C}$  на протяжении 30 с.

соединения SiC и GaN. Известно несколько ковалентных соединений бора с углеродом и кремнием [10]. В системе B-N обнаружено одно соединение нитрида бора, существующее в трех модификациях. Бинарных соединений в системе Ga-B обнаружено не было. Однако данные рентгеноструктурного анализа и оже-электронной спектроскопии, как и результаты исследований, выполненных в [18,19], не подтверждают возникновение бинарных фаз бора даже при максимальных температурах отжига контактов, т.е. химические связи бора с атомами переходных металлов более предпочтительны в отличие от предложенного в [20,21] механизма твердофазных взаимодействий в переходных слоях контактов на основе боридов и нитридов титана к арсениду галлия.

Таким образом, рассмотренные химические взаимодействия не могут быть причиной формирования стабильной МФГ с малой протяженностью области перемешивания. Возникает вопрос, чем обусловлены наблюдаемые особенности формирования МФГ и ее высокой стабильности.

Полная идентичность влияния отжигов вне зависимости от их температуры на характеристики МФГ-контактов, сформированных на полупроводниках разной природы, указывает на единый механизм, определяющий формирование и последующую эволюцию границ раздела бориды-полупроводник.

Результаты послыоного оже-анализа контактов, а также данных рентгеновской фотоэлектронной (РФЭ) спектроскопии и резерфордовского рассеяния [19], указывают на значительное содержание кислорода как в пленках боридов, так и в переходных областях контактов. Известно, что окисление боридов кислородом воздуха начинается при  $600^\circ\text{C}$ , в то же время окислы бора и металлов могут возникать и при более низких температурах на начальных стадиях формирования покрытия. Действительно, РФЭ-спектры, измеренные в области энергии связи ( $E_b$ ) остовных электронов O-1s, Zr-3d, B-1s, подтверждают сделанное предположение. Было обнаружено, что в спектрах в области энергии связи 3d-электронов Zr наблюдается широкая полоса, которая указывает на наличие химически не эквивалентных состояний Zr в слое на границе раздела. Линии в спектрах с энергиями связи 3d<sub>5/2</sub>-электронов в пределах 179.3–179.5 эВ можно отнести к химическим соединениям циркония с бором, а линии с  $E_b$ , попадающие в диапазон 180.1–193.8 эВ, — к оксидным фазам циркония [22].

РФЭ-спектры, измеренные в области энергии связи 1s-электронов бора, указывают на два состояния атомов бора. Одно, с  $E_b \approx 179.3$  эВ, можно отнести к бориду циркония, а второе, с  $E_b \approx 190$  эВ, к оксиду бора B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. На присутствие оксидных фаз Zr и B в пленках указывают и РФЭ-спектры 1s-электронов кислорода, в которых наблюдается сдвиг  $E_b$  для атомов кислорода, характерный при образовании окисных фаз [22]. Поскольку окислы бора и металлических компонент являются стеклообразующими [23], можно полагать, что на МФГ возникает тонкий аморфный стекловидный слой, устойчивый к быстрым термическим отжигам и являющийся диффузионным барьером для межфазного переноса.

В пользу присутствия на МФГ слоя аморфной фазы, устойчивой к исследованным режимам отжига, свидетельствуют и данные электрофизических измерений. Отжиг оказывал слабое воздействие на фактор идеальности  $n$  и высоту БШ  $\phi_b$ , т.е. параметры этого слоя не изменялись при отжиге, а его присутствие обеспечивало закрепление уровня Ферми в запрещенной зоне полупроводников.

И наконец, некоторые отличия в характеристиках областей перемешивания в структурах Au-TiB<sub>x</sub>-6HSiC и Au-ZrB<sub>x</sub>-6HSiC могут быть следствием разной пористости слоев TiB<sub>x</sub> и ZrB<sub>x</sub>. На это указывают и профили распределения атомов Au. Глубина проникновения Au и ZrB<sub>x</sub> больше, чем TiB<sub>x</sub>, т.е. борид циркония обладает большей концентрацией пор, которые могут быть стоками для атомов полупроводника.

## 4. Заключение

Таким образом, приведенные исследования подтверждают перспективность использования боридов тугоплавких металлов в контактных системах к широкозонным полупроводникам для повышения устойчивости контактов к высокотемпературным перегрузкам.

Однако следует заметить, что использование этих уникальных по свойствам материалов в технологии полупроводниковых приборов только начинается и многие вопросы, связанные с работой контактных структур при экстремальных режимах эксплуатации, еще не изучены в полной мере.

## Список литературы

- [1] Н. Моркос. *Handbook of Nitride Semiconductors and Devices* (N.Y., Wiley-VCH, 2008) v. 2.
- [2] Т.В. Бланк, Ю.А. Гольдберг. ФТП, **41**(11), 1281 (2007).
- [3] Q.Z. Lin, S.S. Lan. *Sol. St. Electron.*, **42**(5), 677 (1998).
- [4] L.M. Porter, R.T. Davis. *Mater. Sci. Eng. B*, **34**(1–2), 83 (1995).
- [5] C. Jacob, P. Pirouz, H.I. Kuo, M. Mehregang. *Sol. St. Electron.*, **42**(12), 2329 (1998).
- [6] E.V. Kalinina, H.I. Kuznetsov, A.I. Babanin, V.A. Dmitriev, A.V. Shchukarev. *Diamond Relat. Mater.*, **6**(10), 1528 (1997).
- [7] Suparno Pal, Takashi Sugino. *Appl. Surf. Sci.*, **161**(1), 263 (2000).
- [8] В.С. Балландович, В.В. Лучинин, А.А. Петров, Ю.Н. Торгашов. *Петербургский журн. электроники*, № 2, 47 (1994).
- [9] 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 (2004) [N.S. Boltovets, V.N. Ivanov, R.V. Konakova, Ya.Ya. Kudryk, O.S. Litvin, P.M. Litvin, V.V. Milenin. *Semicond.*, **38**(7), 737 (2004)].
- [10] Г.В. Самсонов, Я.С. Уманский. *Твердые соединения тугоплавких металлов* (М., Гос. научн.-техн. изд-во лит. по черной и цветной металлургии, 1957).
- [11] Г.В. Самсонов, И.М. Винницкий. *Тугоплавкие соединения*. Справочник (М., Металлургия, 1976).
- [12] Р.А. Андриевский, Н.Н. Спивак. *Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе* Справочник (Челябинск, Металлургия, 1989).
- [13] N.S. Boltovets, V.V. Basanets, V.N. Ivanov, V.A. Krivutsa, A.E. Belyaev, R.V. Konakova, V.G. Lyapin, V.v. Milenin, E.A. Soloviev, E.F. Venger, D.I. Voitsikhovskiy, V.V. Kholevchuk, V.F. Mitin. *SPQE*, **3**(3), 359 (2000).
- [14] Н.С. Болтовец, В.Н. Иванов, А.Е. Беляев и др. ФТП, **40**(6), 753 (2006) [N.S. Boltovets, V.N. Ivanov, A.E. Belyaev et al. *Semicond.*, **40**(6), 734 (2006)].
- [15] 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 Ин-т монокристаллов, 2008).
- [16] R. Khanna. A dissertation for the degree of doctor of philosophy (Florida, University of Florida, 2007).
- [17] A. Hiraki. *Surf. Sci.*, **168**(1–3), 74 (1986).
- [18] T.N. Oder, P. Martin, J.Y. Lin, H.X. Siang, S.R. Williams, T. Isaacs-Smith. *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 183 505 (2006).

- [19] T.N. Oder, P. Martin, A.V. Adedeji, T. Isaacs-Smith, J.R. Williams. *J. Electron. Mater.*, **36**(7), 805 (2007).
- [20] И.Б. Ермолович, Р.В. Конакова, В.В. Миленин, А.И. Сенкевич. *Письма ЖТФ*, **25**(19), 71 (1999).
- [21] В.В. Миленин, Р.В. Конакова. *Письма ЖТФ*, **27**(14), 30 (2001).
- [22] В.И. Нефедов. *Рентгеноэлектронная спектроскопия химических соединений*. Справочник (М., Химия, 1984).
- [23] И.Н. Францевич, Р.Ф. Войтович, В.А. Лавренко. *Высокотемпературное окисление металлов и сплавов* (Киев, Гос. изд-во техн. лит. УССР, 1963).

Редактор Т.А. Полянская

## The properties of GaN(SiC)–(Ti,Zr)B<sub>x</sub> contacts subjected to rapid thermal annealing

A.E. Belyaev, N.S. Boltovets\*, V.N. Ivanov\*, R.V. Konakova, V.P. Kladko, Ya.Ya. Kudryk, A.A. Lebedev<sup>†</sup>, V.V. Milenin, V.N. Sheremet

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

\* State Enterprise Research Institute "Orion",  
03057 Kyiv, Ukraine

<sup>†</sup> Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** We investigated the effect of rapid thermal annealing (RTA) on the structural and electrophysical properties of Au–(Ti,Zr)B<sub>x</sub>–GaN(SiC) contacts and diode structures based on them. The *x*-ray diffraction studies and layer-by-layer Auger analysis showed that phase composition and structure of contacts to GaN and SiC remained unchanged up to temperature of 900 and 1000°C, respectively. Stability of the boundaries between phases was confirmed by the fact that the electrophysical properties of the contacts remained practically the same after RTA. The Schottky barrier height  $\phi_b$  was 0.89–0.9 eV (0.79–0.83 eV) for the contacts to GaN (SiC), while the ideality factor *n* was 1.2 for the Au–TiB<sub>x</sub>(ZrB<sub>x</sub>)–*n*-GaN(SiC) contacts and about 1.12 for the Au–ZrB<sub>x</sub>–*n*-*n*<sup>+</sup>-4HSiC contacts. The structural investigations indicated presence of glassforming oxides of boron and metals at the interface between phases. These oxides formed a thin amorphous vitreous layer that was RTA-resistant and served as diffusion barrier to transfer between phases.