

Особенности формирования и характеристики диодов Шоттки Ni/21R-SiC

© В.Л. Литвинов, К.Д. Демаков, О.А. Агеев*, А.М. Светличный*, Р.В. Конакова[¶],
П.М. Литвин⁺, О.С. Литвин⁺, В.В. Миленин⁺

Научно-исследовательский центр Института информационных технологий „Институт им. Курчатова“,
123182 Москва, Россия

* Таганрогский государственный радио-технический университет,
ГСП-17А Таганрог, Россия

⁺ Институт физики полупроводников Национальной академии наук Украины,
03028 Киев, Украина

(Получена 10 сентября 2002 г. Принята к печати 4 октября 2002 г.)

До и после быстрого термического отжига в вакууме (10^{-2} Па) в интервале температур 450–1100°С исследованы поверхностно-барьерные структуры Ni/*n*-21R-SiC (0001) и Ni/*n*-21R-SiC (000 $\bar{1}$), сформированные на монокристаллах 21R-SiC, выращенных методом Лели с концентрацией легирующей примеси $(1-2) \cdot 10^{18}$ см⁻³. Методами рентгеновской дифракции и оже-анализа показано, что в исходных образцах наряду с чистым никелем гексагональной модификации наблюдаются силициды никеля NiSi₂ кубической модификации, и δ -Ni₂Si, NiSi ромбической модификации. Быстрый термический отжиг приводит к полиморфным превращениям этих фаз, обуславливающим уже при $T \gtrsim 600^\circ$ трансформацию барьерного контакта в омический независимо от типа грани карбида кремния. Обсуждаются физические механизмы деградации этих барьерных структур.

1. Введение

Результаты работ последних лет по технологии карбидкремниевых монокристаллов различных политипов и эпитаксиальных структур на их основе подтверждают реальность использования этого материала для задач высокотемпературной электроники [1–4]. Однако потенциальные возможности использования SiC для изготовления мощных силовых, а также быстродействующих микроэлектронных сверхвысокочастотных приборов, устойчивых к экстремальным воздействиям, не могут быть реализованными без создания надежных контактов металл–полупроводник. Несмотря на интенсивные исследования, проводимые в этом направлении [5–9], до настоящего времени остается нерешенным ряд задач, связанных со спецификой формирования, механизма деградации и отказа омических и барьерных контактов. Даже для одного металла электрические характеристики контакта могут варьироваться в широком диапазоне [8–11], причем нет четкой корреляции между их изменениями и структурно-фазовым состоянием границы раздела. Учитывая опыт разработки и создания контактов для приборных структур на основе широкозонных соединений A^{III}B^V и кремния [12,13], можно отметить, что в „чистом“ виде взаимодействие между металлом и полупроводником имеет место лишь при отсутствии между ними промежутков оксидного слоя. В реальных условиях необходимо учитывать обменные реакции металла не только с полупроводником, но и оксидными и другими фазами на его поверхности, что приводит к более сложному механизму контактообразования. Тем более, что для формирования потенциального барьера достаточно изменения поверхностного

состава полупроводника на глубину 5–10 Å. В этом случае важное значение имеют исследования механизма формирования контактов с однопипной металлизацией при варьировании кристаллической структуры SiC.

В данной работе изучаются характеристики контактных структур Ni/*n*-21R-SiC, подвергнутых отжигу с помощью быстрой термической обработки (БТО) некогерентным инфракрасным (ИК) излучением в вакууме 10^{-2} Па в широком диапазоне температур. Контакты никеля с другими политипами SiC подробно исследовались в работах [8–11,14,15]

2. Методика исследований

Контактные структуры Ni/*n*-21R-SiC были сформированы на гранях (0001) Si и (000 $\bar{1}$)C монокристаллических подложек 21R-SiC. Монокристаллы 21R-SiC были выращены методом Лели и легированы азотом до $(1-2) \cdot 10^{18}$ см⁻³.

Омические контакты к SiC формировались путем резистивного напыления пленки Ni, толщиной 100 нм, в одном вакуумном цикле на химически очищенные грани (0001) или (000 $\bar{1}$) образцов при температуре подложек 300°С, с последующим БТО в вакууме 10^{-2} Па в течение 10 с при температуре до 1100°С.

Барьерные контакты также формировались на противоположных гранях образцов SiC путем термического испарения Ni той же толщины, что и для омических контактов, на химически очищенные поверхности образцов при температуре подложки 300°С. Затем образцы подвергались БТО в вакууме в течение 10 с, в диапазоне температур 450–1100°С. Скорость нагрева составляла 100 град/с. БТО осуществлялись некогерентным ИК излучением на установке ИТО-18МВ [16].

[¶] E-mail: konakova@isp.kiev.ua

Поверхностное сопротивление пленок Ni [Ом/□] на различных подложках при различных температурах быстрого температурного отжига

Подложка	$T, ^\circ\text{C}$					
	300	450	600	750	900	1100
21R-SiC (000 $\bar{1}$)	3.25 ± 0.193	1.27 ± 0.007	10.91 ± 0.155	3.64 ± 0.016	3.64 ± 0.036	0.70 ± 0.006
21R-SiC (0001)	3.95 ± 0.293	1.30 ± 0.020	2.83 ± 0.131	4.48 ± 0.138	3.56 ± 0.055	1.01 ± 0.019
Поликор	1.40 ± 0.09	1.40 ± 0.10	1.30 ± 0.06	1.20 ± 0.05	1.10 ± 0.07	1.40 ± 0.09

Исследовались образцы двух типов: тестовые и приборные структуры. Тестовые образцы представляли собой структуры Ni/n-SiC/Ni со сплошным слоем металлизации с обеих сторон. Приборные структуры имели площадь барьера Шоттки $\sim 10^{-3}$ см² и формировались с помощью фотолитографии на пластине SiC, противоположная сторона которой имела сплошной омический контакт.

Анализ изготовленных структур проводился с использованием комплекса методов. Поверхностное сопротивление пленок Ni измерялось четырехзондовым методом. Барьерные свойства контактов изучались методом стационарных вольт-амперных характеристик (ВАХ). Профили распределения компонентов в контактах и процессы, протекающие на межфазных границах, — методом послонной оже-электронной спектроскопии. Фазовый состав гетерограницы контролировался рентгенодифракционным методом. Морфологию и топографические характеристики поверхностей изучали методами атомно-силовой микроскопии.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

С целью получения информации о характере и температурных интервалах изменения электрофизических свойств контактных структур проводилось измерение поверхностного сопротивления пленок Ni при различных температурах БТО. В таблице представлены результаты измерений поверхностного сопротивления пленок Ni на гранях (0001) и (000 $\bar{1}$) монокристаллов SiC при различных температурах БТО, сравнение которых с данными по фазовому составу показывает хорошую корреляцию между снижением поверхностного сопротивления и началом образования конечной фазы силицида никеля, а его наименьшее значение соответствует завершению этого процесса.

В таблице для сравнения представлены также данные по влиянию режимов БТО на поверхностное сопротивление пленок Ni на поликоре, полученные в одном вакуумном цикле со структурами Ni/n-21R-SiC. Видно, что для структуры Ni/поликор значения поверхностного сопротивления меньше и слабее зависят от температуры БТО, чем для контактов Ni/n-21R-SiC, что связано с отсутствием взаимодействия пленки Ni с подложкой.

Типичные ВАХ барьерного контакта Ni/n-21R-SiC (000 $\bar{1}$) до и после отжига представлены на рис. 1. Качественно подобные зависимости были получены и для контактов, сформированных на другой грани (0001). Специфической особенностью полученных характеристик до и после БТО является отсутствие насыщения тока на обратной ветви ВАХ, что может быть связано с условиями формирования контакта. Действительно, как показали наши исследования, достаточно высокая температура подложки при осаждении Ni приводит к частичному фазообразованию в системе Ni/n-21R-SiC, обуславливающему создание гетерограницы со структурно-фазовой неоднородностью [17]. Вслед-

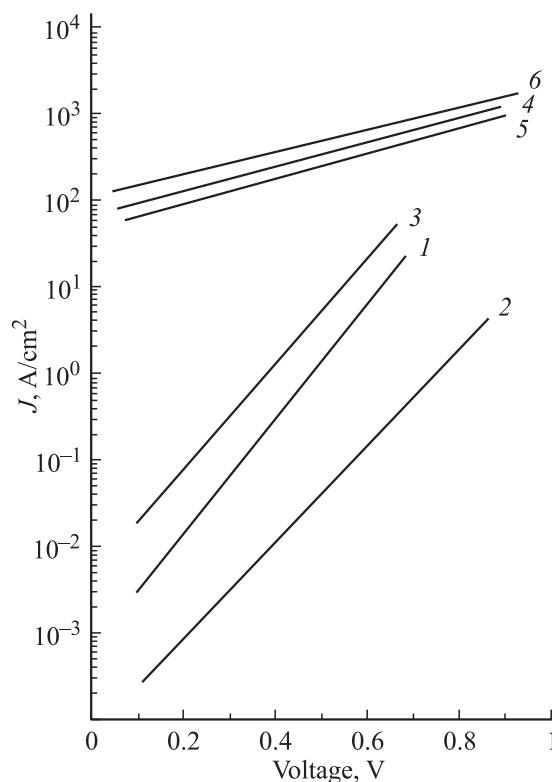


Рис. 1. Вольт-амперные характеристики контакта Ni/n-21R-SiC (000 $\bar{1}$), измеренные на структурах: 1 — без отжига (высота барьера $\phi_B = 0.6$ эВ, фактор идеальности $n = 2.6$); при температуре отжига, $^\circ\text{C}$: 2 — 450 ($\phi_B = 0.65$ эВ, $n = 2.1$), 3 — 600 ($\phi_B = 0.55$ эВ, $n = 2.6$), 4 — 750, 5 — 900, 6 — 1100; 4–6 — омический контакт.

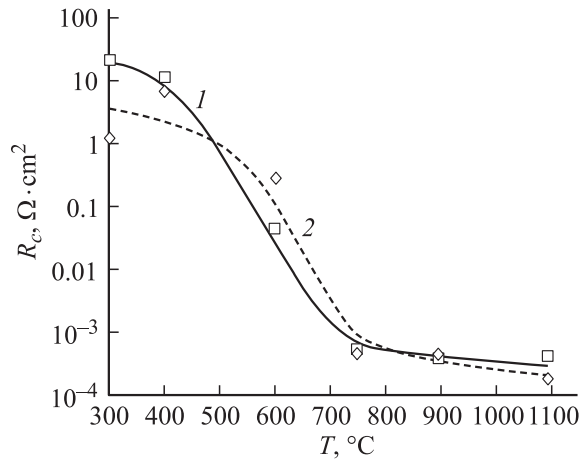


Рис. 2. Зависимости сопротивления контактов Ni/n-21R-SiC от температуры быстрого термического отжига. Структуры изготовлены на гранях SiC: 1 — (0001), 2 — (000 $\bar{1}$).

ствие этого, ток в барьерном контакте Ni/n-21R-SiC протекает через участки с различной величиной потенциального барьера, что приводит к отсутствию тока насыщения.

В то же время прямые ветви ВАХ имеют типичный для контакта металл–полупроводник вид [18]:

$$J = J_s \exp\left(\frac{qV}{nkT} - 1\right),$$

где J — плотность тока через контакт, J_s — плотность тока насыщения, q — заряд электрона, V — прило-

женное напряжение, n — фактор идеальности, k — постоянная Больцмана, T — температура.

Анализ полученных ВАХ проводился на основе стандартных методик [18–20]. С помощью модернизированной модели [21], адаптированной для SiC [22], рассчитывалось удельное сопротивление контактов в зависимости от режимов БТО (рис. 2).

Оказалось, что в диапазоне температур БТО 450–750°C величина сопротивления контактов резко уменьшается и перестает зависеть от ориентации грани, что связано с преобладанием метастабильных фаз силицидов никеля, формированием нерезкой гетерограницы с повышенной структурно-фазовой неоднородности и, как следствие, уменьшением потенциального барьера контакта. При БТО при $T \gtrsim 700^\circ\text{C}$ происходит формирование стабильных фаз силицидов, обуславливающих уменьшение величины сопротивления на 3–4 порядка по сравнению с исходным образцом и ее весьма малые изменения в интервале БТО $T = 750\text{--}1100^\circ\text{C}$. В целом ход представленных зависимостей отражает влияние процессов взаимной диффузии, формирования и преобразования метастабильных фаз силицида никеля на гетерогранице Ni/n-SiC при БТО.

На рис. 3 представлены результаты рентгеноструктурных исследований исходных контактов Ni/n-21R-SiC (0001) до и после отжига при 1100°C, из которых видно, что уже на этапе формирования контактной структуры в исходном образце имеет место образование силицидов никеля в диффузионной зоне системы Ni/n-SiC. Возникающие при этом фазы идентифицированы как NiSi₂

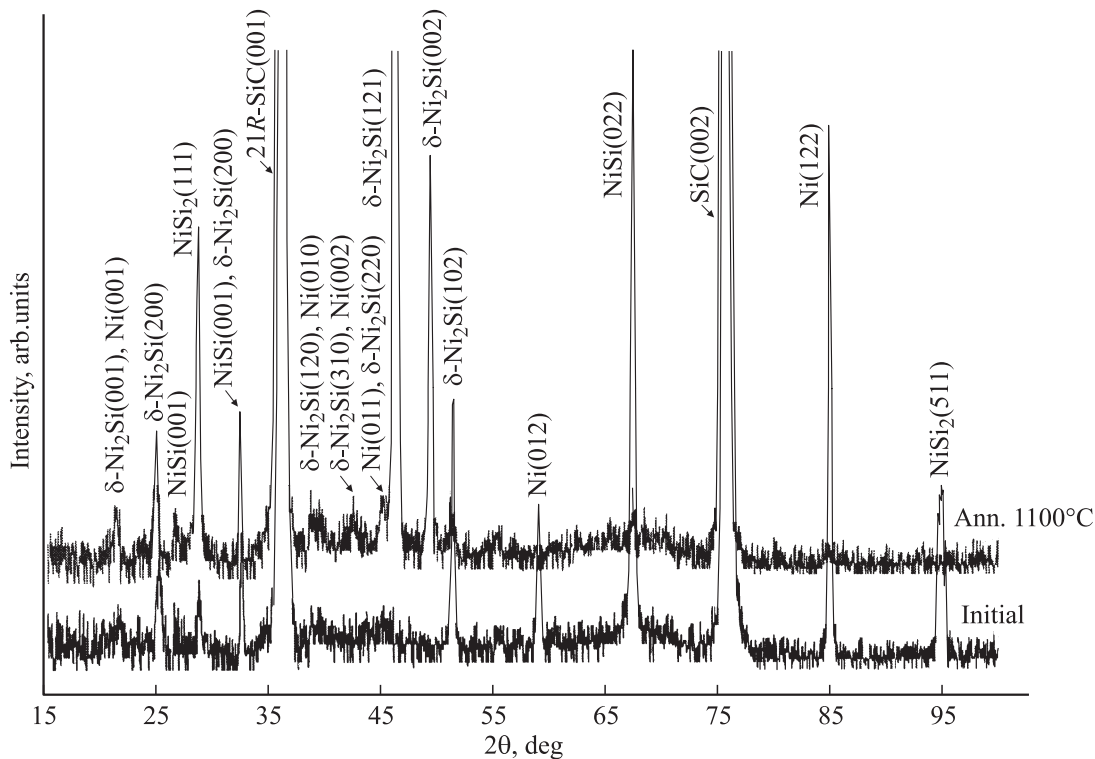


Рис. 3. Рентгенодифрактограммы структур Ni/n-21R-SiC на грани (0001) до и после отжига при 1100°C.

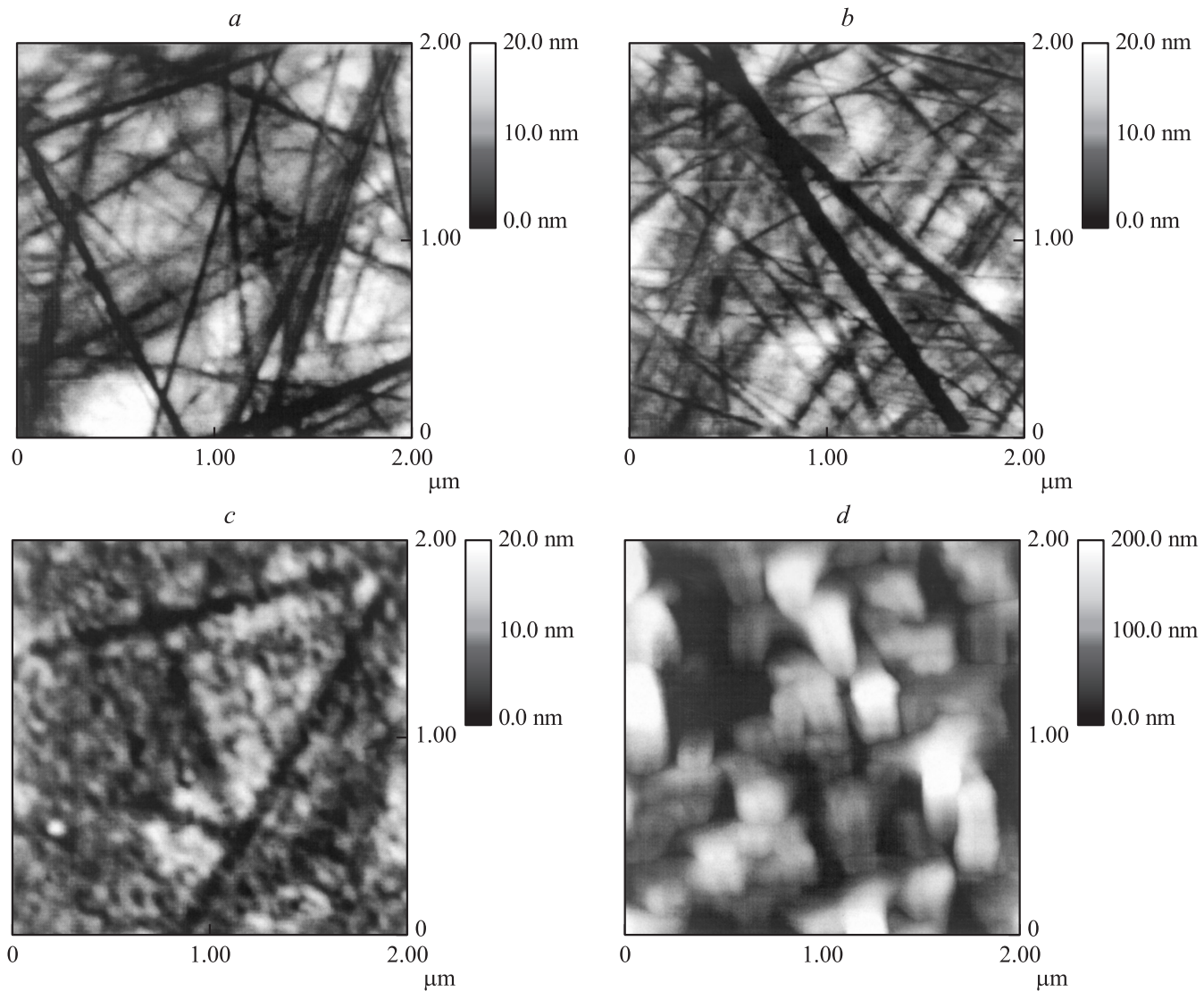


Рис. 4. Трансформация морфологии поверхности гетерограницы при отжиге: *a* — исходная структура; после отжига при температурах $T, ^\circ\text{C}$: *b* — 450, *c* — 750, *d* — 1100.

(кубическая) и $\delta\text{-Ni}_2\text{Si}$, NiSi (ромбическая), которые вместе с Ni гексагональной модификации определяют фазовый состав переходной области контакта. БТО при 1100°C , как следует из рис. 3, усиливает взаимодействие химически не связанного никеля с карбидом кремния и приводит к полиморфным превращениям фаз, возникающих на этапе формирования контакта. В результате увеличивается доля фазы $\delta\text{-Ni}_2\text{Si}$, при сохранении фазы NiSi_2 , переориентированной по направлению $\langle 111 \rangle$, что обуславливает ее лучшее встраивание в ромбоэдрическую решетку SiC .

Исследования морфологии поверхности пленки никеля при разных температурах отжига показали, что исходная пленка представляет собой гладкую поверхность (шероховатость $R_a \approx 1.4$ нм), пронизанную сеткой небольших углублений (до 6 нм). Отжиг при 450°C вызывает образование на поверхности ($R_a \approx 1.8$ нм) небольших зерен (диаметр 17–40 нм, высота 4–5 нм),

а также углублений округлой формы глубиной от 3 до 60 нм. Этот факт свидетельствует о начале протекания при данной температуре отжига процессов перекристаллизации и диффузии в металлизированном слое, что коррелирует с данными рентгенодифракционных исследований. После отжига при 1100°C поверхность пленки претерпевает более сильные изменения ($R_a \approx 7.1$ нм). На ней образуются углубления больших размеров (порядка 300 нм в поперечнике) и средней глубине порядка 30 нм.

Особенности морфологии поверхностного слоя SiC после удаления ионным травлением металлизированного слоя показаны на рис. 4, *a–d*. Исходя из предположения об отличии распыления в пучке Ar^+ участков разного химического состава можно получить некоторое представление о планарной структурно-фазовой неоднородности границы раздела $\text{Ni}/n\text{-SiC}$. Как видно из рис. 4, *a, b*, поверхность SiC в области гетерограницы

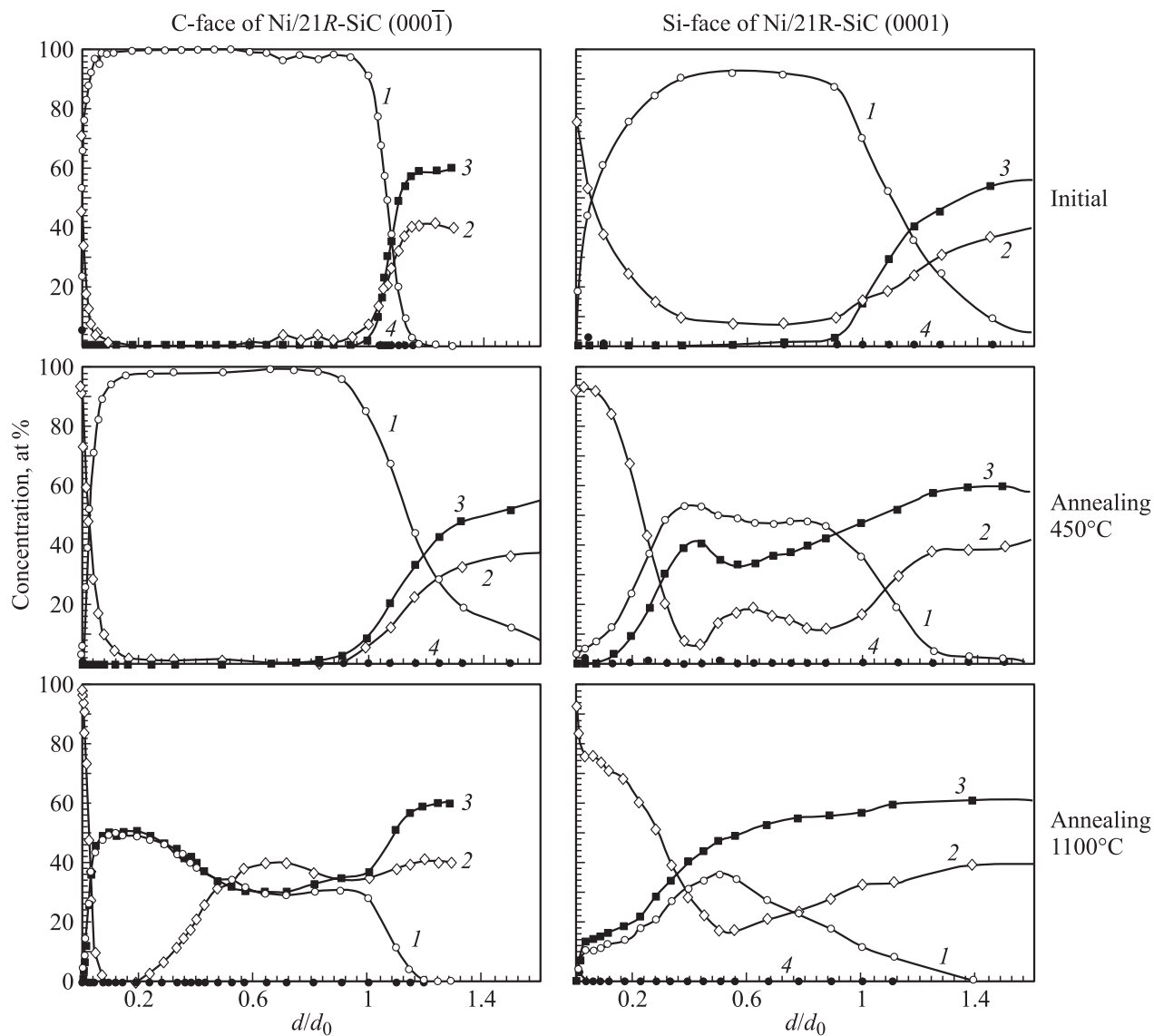


Рис. 5. Оже-профили распределения компонент в структурах Ni/n-21R-SiC (000 $\bar{1}$) и Ni/n-21R-SiC (0001): 1 — никель, 2 — углерод, 3 — кремний, 4 — кислород.

после удаления слоя металла показывает характерные линейные дефекты вплоть до температур 750°C. При БТО при 750°C имеет место размытие линейных дефектов SiC и прослеживается тенденция к образованию зерен. После отжига при 1100°C поверхность вскрытой гетерограницы состоит из зерен высотой порядка 70 нм с латеральными размерами от 200 до 800 нм.

Профили распределения компонентов в контактах Ni/n-21R-SiC (0001) и Ni/n-21R-SiC (000 $\bar{1}$) представлены на рис. 5. Из приведенных на рис. 5 данных видно, что усиление проникновения атомов металла в полупроводник увеличивает диффузионное размытие в области границы раздела фаз. Этот процесс осуществляется за счет ослабления и диссоциации связей Si-C при обмене зарядом с межузельным атомом Ni. Сравнение профилей компонентов в контактах, сформированных на разных

гранях SiC, показывает, что на грани Si происходит образование более протяженной переходной области, чем на грани C, что обусловлено образованием химических связей Ni-Si уже на этапе адсорбции металла на подогретую до 300°C подложку SiC и находится в соответствии с данными [23–26] о температурных режимах формирования силицидов никеля. Поэтому БТО при 450°C приводит к существенному перераспределению атомных компонент по всей толщине металлического покрытия, нанесенного на грань (0001) SiC. В то же время при нанесении Ni на грань (000 $\bar{1}$) SiC столь глубокие проникновения атомных компонент полупроводника в металл имеют место при значительно более высоких температурах отжига ($\lesssim 600^\circ\text{C}$). В этом случае резко возрастает роль термохимических факторов, обуславливающих интенсивное силицидообразование. При

более высоких температурах наблюдаемые изменения в соотношениях компонент в пленке и переходной области контакта связаны с конверсией возникающих на ранних этапах нестабильных фаз в более стабильные.

4. Заключение

Таким образом, представленные результаты исследований позволяют сделать вывод о структурно-фазовой неоднородности гетерограницы, сформированной в условиях осаждения никеля на подогретую до 300°C подложку n -21R-SiC и усиливающейся ее гетерогенности при быстром термическом отжиге (БТО) в интервале температур 450–1100°C. Это позволяет объяснить вольт-амперные характеристики контакта Ni/ n -21R-SiC на гранях (0001) и (000 $\bar{1}$) протеканием тока через участки с разной высотой барьера, в том числе и через области с омической проводимостью. С ростом температуры БТО, по мере расходования Ni, вклад барьерной составляющей тока уменьшается и доминирует его омическая компонента.

Список литературы

- [1] R.J. Trew, Jing-Bang Tan, P.M. Mock. Proc IEEE, **79** (5), 598 (1991).
- [2] P.A. Ivanov, V.E. Chelnokov. Semicon. Sci. Technol., **7**, 863 (1992).
- [3] П.А. Иванов, В.Е. Челноков. ФТП, **29** (11), 1921 (1995).
- [4] А.А. Лебедев, В.Е. Челноков. ФТП, **33** (9), 1096 (1999).
- [5] А.Н. Андреев, А.А. Лебедев, М.Г. Растегаева, Ф.М. Снегов, А.Л. Сыркин, В.Е. Челноков, Л.Н. Шестопалова. ФТП, **29** (10), 1833 (1995).
- [6] А.А. Лебедев, Д.В. Давыдов, В.В. Зеленин, М.Л. Корогодский. ФТП, **33** (8), 959 (1999).
- [7] С.Ю. Давыдов, А.А. Лебедев, О.В. Посредник, Ю.М. Таиров. ФТП, **35** (12), 1437 (2001).
- [8] L.M. Poter, R.F. Davis. Mater. Sci. Eng., **B34**, 83 (1995).
- [9] V. Pecz. Appl. Surf. Sci., **153**, 1 (2001).
- [10] S.Y. Han, K.H. Kim, J.K. Kim, H.W. Jang, K.H. Lee, N.-K. Kim, E.D. Kim, J.-L. Lee. Appl. Phys. Lett., **79** (12), 1816 (2001).
- [11] A. Kokanakova-Georgieva, Ts. Marinova, O. Noblanc, C. Arnod, S. Cassette, C. Brylinski. Thin Sol. Films, **343–344**, 637 (1999).
- [12] В.И. Стриха, Е.В. Бузанева. *Физические основы надежности контактов металл–полупроводник в интегральной электронике* (М., Радио и связь, 1987).
- [13] Е.Ф. Венгер, Р.В. Конакова, Г.С. Короченков, В.В. Меленин, Э.В. Руссу, И.В. Прокопенко. *Межфазные взаимодействия и механизмы деградации в структурах металл–InP и металл–GaAs* (Киев, КТНХ, 1999).
- [14] M.G. Rastegaeva, A.N. Andreev, A.A. Petrov, A.I. Babinin, M.A. Yagovkina, I.P. Nikitina. Mater. Sci. Eng., **B46**, 254 (1997).
- [15] H.S. Lee, S.-W. Lee, D.H. Shin, H.-C. Park, W. Jung. J. Korean Phys. Sci., **34** (6), s 558 (1999).
- [16] Д.А. Сеченов, А.М. Светличный. *Электронная промышленность*, № 3, 6 (1991).

- [17] V.L. Litvinov, K.D. Demakov, O.A. Ageev, O.M. Svetlichny, R.V. Konakova, P.M. Lytvyn, O.S. Lytvyn, V.V. Milenin. *Abstr. IV Int. Seminar on Silicon Carbide and Related Materials* (May 30–31, 2002, Novgorod the Great, Russia) p. 67.
- [18] Э.Х. Родерик. *Контакты металл–полупроводник*, пер. с англ. под ред. Г.В. Степанова (М., Радио и связь, 1982).
- [19] A.Y.C. Yu. Sol. St. Electron., **13**, 239 (1970).
- [20] F.A. Padovani, R. Staition. Sol. St. Electron., **9**, 695 (1966).
- [21] K. Varahramyan, E.J. Verret. Sol. St. Electron., **39** (11), 1601 (1996).
- [22] O.A. Ageev, D.A. Sechenov, A.M. Svetlichnyi, D.A. Izotovs. *Abstr. IV Int. Seminar on Silicon Carbide and Related Materials* (May 30–31, 2002, Novgorod the Great, Russia) p. 67.
- [23] С.Б. Кушев. Автореф. докт. дис. (ВГТУ, 2000).
- [24] А.Е. Гершинский, А.В. Ржанов, Е.И. Черепов. *Микроэлектроника*, **11** (2), 83 (1982).
- [25] Ш. Мьюрарка. *Силициды для СВИС*, пер. с англ. под ред. Ю.Д. Чистякова (М., Мир, 1986).
- [26] О.М. Барабаш, Ю.Н. Коваль. *Кристаллическая структура металлов и сплавов*. Справочник (Киев, Наук. думка, 1986).

Редактор Т.А. Полянская

Formation process and characteristics of Ni/21R-SiC Schottky diodes

V.L. Litvinov, K.D. Demakov, O.A. Ageev*, A.M. Svetlichny*, R.V. Konakova, P.M. Litvinin+, O.C. Litvinin+, V.V. Milenin+

Institute for Informational Technologies:
Research Center Kurchatov's Institute,
123182 Moscow, Russia

* Taganrog State Radio–Technological University
GSP-17A Taganrog, Russia

+ Institute of Physics of Semiconductors,
National Academy of Sciences of Ukraine,
03028 Kyiv, Ukraine