

УДК 53.096:546.281

## ВЛИЯНИЕ БЫСТРОГО ТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУР Ni/4H-SiC

© 2015 Ю. А. Юраков<sup>1</sup>, М. И. Черных<sup>1,2</sup>, В. А. Кожевников<sup>2</sup>, А. Н. Цоцорин<sup>2</sup>, С. В. Канныкин<sup>1</sup>,  
Е. Н. Бормонтов<sup>1</sup>, **Н. А. Румянцева**<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Воронежский государственный университет, Университетская пл., 1, 394006 Воронеж, Россия

<sup>2</sup>Открытое Акционерное Общество «Научно исследовательский институт электронной техники», ул. Старых  
Большевицких, 5, 394033 Воронеж, Россия

e-mail: che@niiet.ru

Поступила в редакцию 14.03.2015 г.

**Аннотация.** Методом рентгеновской дифракции определён фазовый состав структур Ni/4H — SiC(001) после быстрого термического отжига в вакууме. Установлено одновременное образование гексагонального Ni<sub>31</sub>Si<sub>12</sub> и орторомбического Ni<sub>2</sub>Si силицидов никеля в интервале температур 900—1150 °С при длительности отжига от 30 до 180 с и дополнительно к указанным фазам орторомбического NiSi при температуре 1250 °С и длительности 60 с. Удельное контактное сопротивление снижалось при увеличении температуры и времени отжига.

**Ключевые слова:** карбид кремния, силициды никеля, омический контакт, рентгеновская дифрактометрия.

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время наблюдается растущий интерес к полупроводниковым приборам на основе карбида кремния. Обладая уникальными физическими свойствами, этот полупроводниковый материал, позволяет достигать таких электрофизических характеристик приборов, которые невозможно достичь, применяя уже ставшие привычными полупроводники, такие как кремний и германий. Одной из ключевых проблем при создании полупроводниковых приборов на основе карбида кремния является формирование омических контактов. Для создания омических контактов наиболее часто используют многослойные системы металлизации на основе контактных металлов Ni, Ti, Mo, Al [1, 2]. В данной работе представлены результаты исследований влияния технологических условий формирования тонких пленок силицида никеля на карбиде кремния на физические свойства полученных структур.

Создание контакта к карбиду кремния включает термообработку тонкопленочной структуры металл — SiC(001) в вакууме или инертной среде. Химическое взаимодействие тонкой пленки никеля с подложкой SiC(001) наблюдается после отжига при температуре 500 °С и выше. При этом

одновременно формируются две фазы силицидов Ni<sub>31</sub>Si<sub>12</sub> и Ni<sub>2</sub>Si [3—5]. Повышение температуры отжига приводит к увеличению доли Ni<sub>2</sub>Si и при температуре выше 900 °С возможно получение однофазных пленок этого силицида. Отмечалась рекристаллизация Ni<sub>2</sub>Si с формированием текстуры, что свидетельствует об ориентированном росте новой фазы относительно подложки SiC.

Известно, что перенос массы в ходе взаимодействия Ni-SiC осуществляется главным образом за счет движения атомов металла [6]. При этом предполагается междуузельный механизм освобождения из SiC атомов кремния, участвующих в образовании силицидов: т. е. освобождение кремния обуславливается проникновением в SiC атомов металла. В результате этого процесса химическая связь Si—C становится более слабой, что облегчает освобождение атомов кремния, участвующих в образовании силицида никеля. При этом освобождаются и атомы углерода, которые не участвуют в реакции. Их подвижность существенно более низкая по сравнению с металлом и кремнием. На начальном этапе взаимодействия эти атомы локализируются вблизи границы силицид — карбид кремния. На последующих стадиях реакции при достаточно большой толщине силицида наблюда-

ется оттеснение атомов углерода слоем растущего силицида к поверхности структуры [7—9].

Формирование фаз силицидов и процессы, происходящие при этом, оказывают существенное влияние на электрические свойства контакта. Предполагается участие в переносе заряда дефектов, образующихся в зоне реакции Ni-SiC. Оттеснение растущим силицидом электрически активной примеси азота и увеличение уровня легирования кристалла SiC в приконтактной области улучшает условия туннелирования носителей через потенциальный барьер и получения омического контакта. Выделение углерода на границе силицид — карбид кремния также может вносить свой вклад в величину сопротивления контакта. Все эти процессы существенно зависят от конкретных условий формирования контакта, что, в конечном счете, определяет его характеристики.

Целью данной работы является определение оптимальных условий получения омического контакта при быстром термическом отжиге в тонкопленочной структуре никель — высоколегированный азотом карбид кремния (Ni/4H-SiC(001)).

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Поперечное сечение структуры для измерения контактного сопротивления, схематично представлена на рис. 1. Данная структура была сформирована с использованием эпитаксиальной структуры на основе полуизолирующего монокристаллического 4H-SiC(001) с верхним  $n+$  слоем толщиной 300 нм, легированным азотом с концентрацией  $1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Кроме контактного слоя эпитаксиальная структура включала  $n$  слой толщиной 500 нм, легированный азотом с концентрацией  $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , и буферный  $p$  слой толщиной 500 нм, легированный алюминием с концентрацией  $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . При формировании измерительных структур плазмохимическим методом вытравливались мезоструктуры размерами  $260 \times 1000 \text{ мкм}$  до полуизолирующего слоя. После вытравливания вся поверхность пассивировалась обработкой в тетраэтилортосиликате (ТЭОС,  $\text{Si}(\text{OC}_2\text{H}_5)_4$ ), с образованием на поверхности диоксида кремния, в котором вскрывались контактные окна размером  $250 \times 55 \text{ мкм}$ . Тонкие пленки Ni толщиной порядка 80—90 нм наносили методом магнетронного распыления. На последнем этапе формирования структуры производилось травление никеля по фоторезистивной маске с последующим образованием контактов к карбиду кремния.

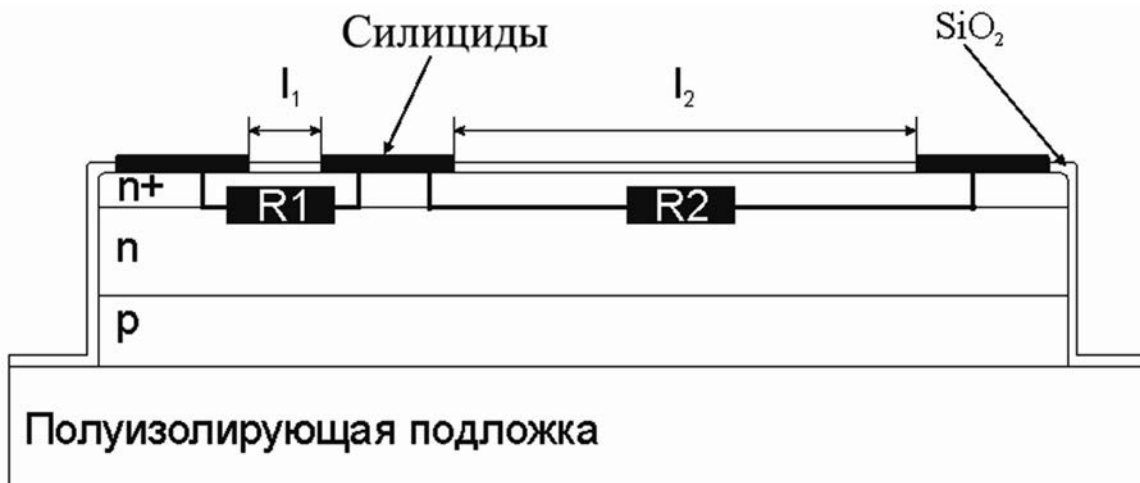


Рис. 1. Схематическое изображение поперечного сечения структуры для измерения контактного сопротивления

Образцы для дифрактометрических исследований изготавливали на сходных подложках, на всю поверхность которых наносилась тонкая пленка никеля Ni ~ 80—90 нм. После нанесения металла пластину разрезали на кристаллы размером  $5 \times 5 \text{ мм}$ .

Образцы обоих видов тестовых структур подвергались быстрому термическому отжигу в вакууме на установке Ase-one-100 в едином технологи-

ческом процессе. Остаточное давление в установке до начала процесса  $4 \cdot 10^{-4} \text{ Па}$ . Температура отжига менялась от 900 до 1150 °С с шагом 50 °С. Длительности отжига составляли 30, 60 и 180 с. Кроме того, были проведены дополнительные процессы с увеличенной температурой и длительностью отжига для исследования изменений кристаллической структуры и фазового состава на дифрактометре.

Рентгенодифракционные исследования проводили на приборах ДРОН-4М с использованием  $\text{Co } K_\alpha$  — излучения и ARL X'TRA с использованием  $\text{Cu } K_\alpha$  — излучения. В первом случае применялась фокусировка по Бреггу—Брентано, во втором — геометрия «параллельного пучка» с параболическим зеркалом на первичном и тонкопленочным коллиматором на вторичном пучке, при угле скольжения первичного пучка к поверхности образца  $10^\circ$ . В обоих случаях в процессе регистрации дифрактограммы образец вращался вокруг оси, нормальной по отношению к его поверхности.

Сопrotivления тестовых структур измерялись с помощью зондовой установки и вольтметра В7-40/3. Контактное сопротивление рассчитывалось по формуле:

$$R_k = \frac{R_2 \cdot l_1 - R_1 \cdot l_2}{2 \cdot (l_1 - l_2)},$$

где  $l_1$  — длина малого резистора  $R_1$ , равная 34 мкм,  $l_2$  — длина большого резистора  $R_2$ , равная 700 мкм (см. рис. 1).

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты исследований фазового состава представлены на рис. 2, 3. Как видно из приведенных данных, непосредственно после осаждения пленки в тонкопленочной структуре наблюдаются

отражения гексагонального карбида кремния  $4H\text{-SiC}$ , пространственная группа  $R\bar{3}m$  [9] и кубического никеля  $\text{Ni } Fm\bar{3}m$  [10]. Появление только одного отражения карбида кремния 004 свидетельствует об ориентировании кристаллографической плоскости (001) подложки параллельно поверхности структуры. Дифракция от пленки никеля свидетельствует скорее о поликристаллической природе плёнки: наблюдаются два наиболее сильных отражения 111 и 200, соотношение интенсивностей которых качественно близко к эталону.

После отжига в интервале температур  $900\text{--}1150^\circ\text{C}$  наблюдаются дополнительные отражения, характерные для силицидов никеля гексагонального  $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$   $P321$  [11] и орторомбического  $\text{Ni}_2\text{Si}$   $Pcmm$  [12]. Линии этих фаз в основном накладываются. В то же время, можно наблюдать и отдельные рефлексы  $205 \text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$  (рис. 2, 3) и дополнительно  $321 \text{Ni}_2\text{Si}$ ,  $303 \text{Ni}_2\text{Si}$  (см. рис. 3). После отжига при температуре  $1250^\circ\text{C}$  дополнительно к указанным ранее фазам наблюдается орторомбический моносилурид  $\text{NiSi } Pnma$  [13] (отражение 202 моносилурида никеля, не перекрывающееся с отражениями других фаз, рис. 2). С появлением дифракции силицидов отражение 200 никеля перестаёт наблюдаться. Более интенсивное отражение 111  $\text{Ni}$  накладывается на дифракционные отражения силицидов  $006 \text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ ,  $123 \text{Ni}_2\text{Si}$  и  $210 \text{NiSi}$ .

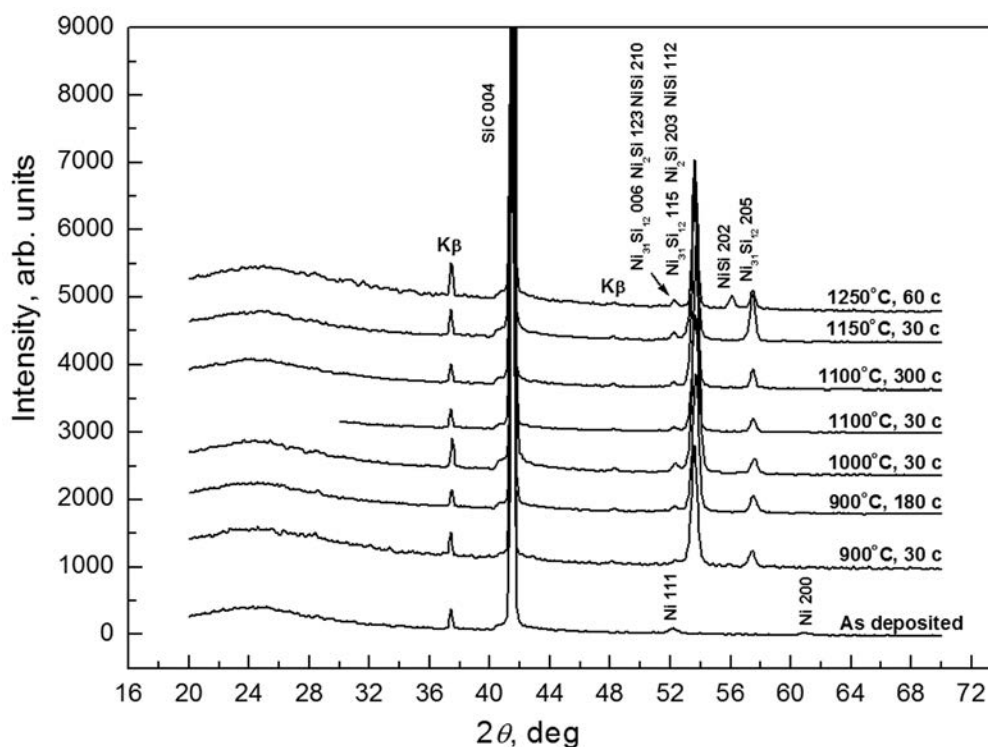


Рис. 2. Дифрактограмма тонкопленочной структуры  $\text{Ni}/4H\text{-SiC}(001)$ . Дифрактометр ДРОН-4М,  $\text{Co } K_\alpha$ -излучение





время, увеличение длительности отжига при температуре 1100 °С дало немонотонный характер зависимости размеров кристаллитов от длитель-

ности отжига с максимумом в середине диапазона. Средний размер кристаллита можно оценить величиной 30 нм.

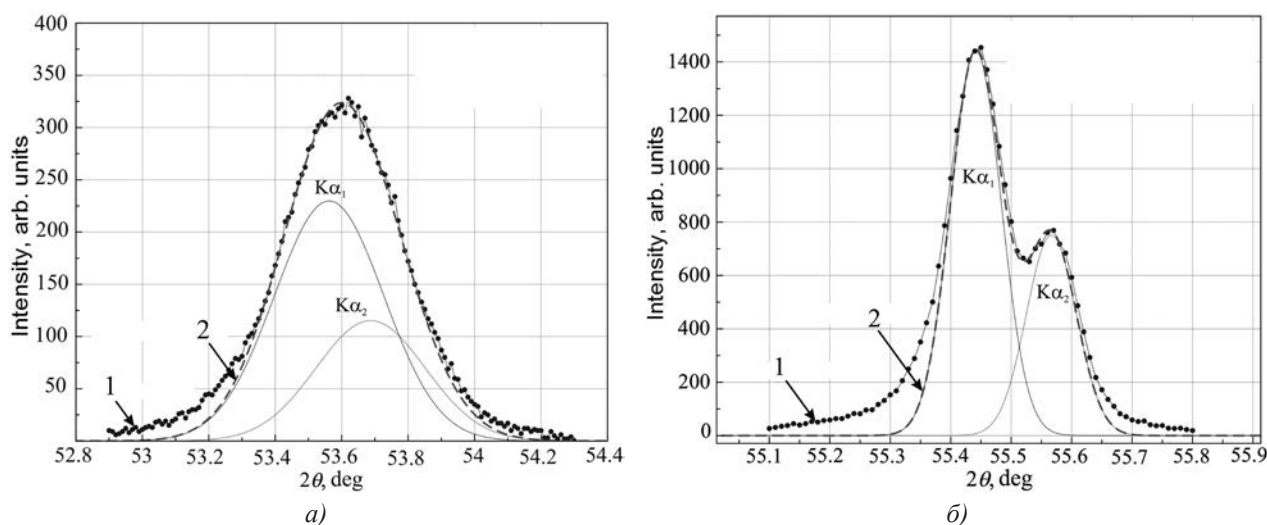


Рис. 4. Результаты моделирования дифракционных линий силицида никеля (а) и эталона кремния (б): 1 — эксперимент; 2 — моделирование. Дифрактометр ДРОН-4М, Co K<sub>α</sub>-излучение

Таблица 1. Зависимость параметров кристаллической структуры и субструктуры силицидов в тонкоплёночной структуре Ni/4H—SiC(001) от температуры отжига. Длительность отжига 30 с

Температура отжига, °С	<i>d</i> , нм	<i>D</i> , нм
1150	0,1981	32
1100	0,1981	31
950	0,1981	27
900	0,1982	27

Таблица 2. Зависимость параметров кристаллической структуры и субструктуры силицидов в тонкоплёночной структуре Ni/4H—SiC(001) от длительности отжига. Температура отжига 1100 °С

Длительность отжига, с	<i>d</i> , нм	<i>D</i> , нм
180	0.1980	29
60	0.1980	32
30	0.1981	31
15	0.1981	28

Результаты измерения удельного контактного сопротивления ( $r_k$ ) представлены на рис. 5. Из рисунка видно, что контактное сопротивление имеет тенденцию к снижению при увеличении температуры отжига при длительностях термообработки 30, 60 и 180 с. При увеличении продолжительность отжига, зависимость контактного сопротивления от температуры отжига становилась менее выраженной. Так, при максимальной длительности отжига (180 с) удельное контактное сопротивление оставалось практически постоянным во всем интервале температур отжига от 900 до 1150 °С. Минимальные значения удельного контактного сопротивления, полученные при всех продолжительностях отжига от 30 до 180 с, были близкими по величине и составили  $(4-5) \cdot 10^{-4}$  Ом·см<sup>2</sup>.

Результаты проведенных экспериментов показывают, что для омических контактов на основе никеля к высоколегированному 4H-SiC(001) контактное сопротивление имеет тенденцию к снижению при увеличении температуры отжига от 900 до 1150 °С и при увеличении времени отжига в интервале от 30 до 180 с. В проведенной серии экспериментов минимум удельного контактного сопротивления, равный  $(4-5) \cdot 10^{-4}$  Ом·см<sup>2</sup>, зафиксирован при наиболее высоких температурах отжига 1100—1150 °С. Величины значений  $r_k$  в структурах Ni/4H-SiC на высоколегированных кристаллах карбида кремния, приведенные в работах

других авторов:  $0.3 \cdot 10^{-4}$  [5],  $1.5 \cdot 10^{-5}$  [12] и  $6 \cdot 10^{-6}$  [13] Ом·см<sup>2</sup>, заметно меньше полученных в настоящей работе. Для объяснения этих различий следует обратить внимание на особенности эксперимента. В настоящей работе использовались эпитаксиальные структуры, сформированные на 4H-SiC(001) кристаллах, с весьма малой толщиной (300 нм) высоколегированной пленки, что способствует увеличению  $r_k$ . Вместе с этим, необходимо учитывать и условия получения пленки металла. Примеси, вносимые в пленку в процессе осаждения, влияют на наноструктуру и фазовый состав формирующегося силицидного слоя. В частности, наличие двух фаз силицидов, выявленных при анализе методом рентгеновской дифракции в настоящей работе, может быть признаком присутствия в них некоторых примесей, замедляющих превращение  $Ni_{31}Si_{12}$  в  $Ni_2Si$  и, тем

самым, формирование однофазной пленки  $Ni_2Si$ . В то же время, наименьшие значения  $r_k$  никелевых контактов к высоколегированным азотом кристаллам 4H-SiC(001) были получены для однофазных пленок силицида  $Ni_2Si$ : [12, 13] Ом·см<sup>2</sup>. Этот же механизм может замедлить рекристаллизацию в однофазной пленке силицида и затруднить формирование совершенной в кристаллографическом отношении границы силицид — карбид кремния. Кроме этого, формированию двухфазной силицидной пленки также способствует и малая продолжительность отжига (до 180 с). Структуры с минимальными контактными сопротивлениями согласно литературным данным отжигались в течение более продолжительного времени (300 с) [13, 14]. В последнем случае кристалл карбида кремния легировали методом ионной имплантации.

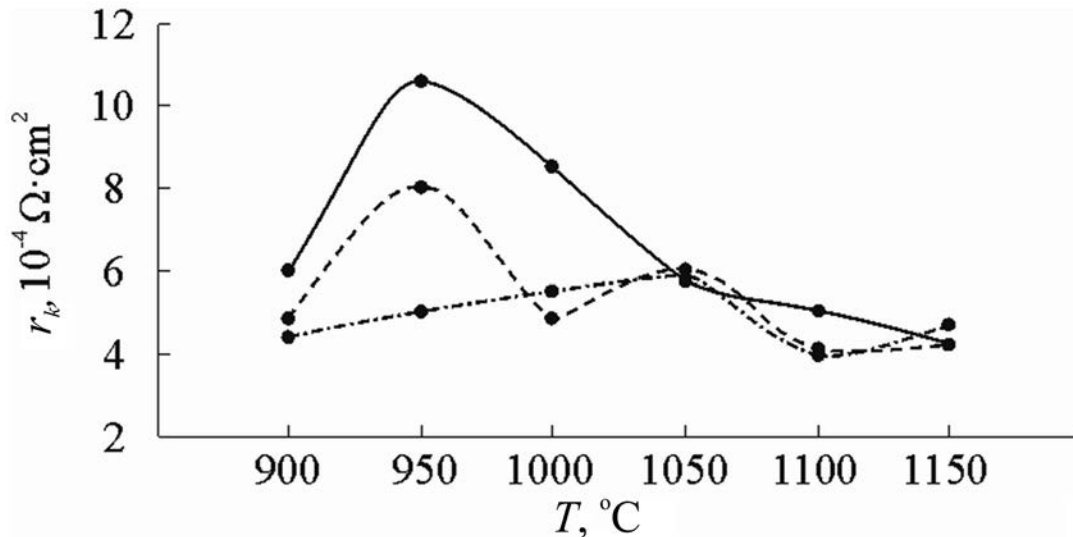


Рис. 5. Зависимость контактного сопротивления тестовых структур от температуры отжига. Сплошная линия — отжиг в течение 30 с, штриховая — 60 с, штрихпунктирная — 180 с

Таким образом, величина удельного контактного сопротивления в тонкопленочной структуре Ni/4H — SiC(001) определяется особенностями формирования слоя силицидов, определяющими состав, структуру этого слоя и его границы с карбидом кремния.

### ВЫВОДЫ

Методом рентгеновской дифракции определён фазовый состав тонкопленочных структур Ni/4H — SiC(001) после быстрого термического отжига в вакууме. В качестве подложек использовались гетероструктуры с верхним слоем  $n^+$  слоем, легированным азотом. Установлено одновременное

образование гексагонального  $Ni_{31}Si_{12}$  и орторомбического  $Ni_2Si$  силицидов никеля в интервале температур 900—1150  $^{\circ}\text{C}$  при длительности отжига от 30 до 180 с и дополнительно к указанным фазам орторомбического моносилицида никеля NiSi при температуре 1250  $^{\circ}\text{C}$  и длительности отжига 60 с. В интервале указанных температур наблюдалось текстурирование в пленке силицидов, размеры кристаллитов составляли  $\sim 30$  нм. Удельное контактное сопротивление структур снижалось с ростом температуры и длительности отжига, минимум равный  $(4—5) \cdot 10^{-4}$  Ом·см<sup>2</sup>, наблюдался после отжигов при наиболее высоких температурах 1100—1150  $^{\circ}\text{C}$ .

Работа выполнена с использованием научно-исследовательского оборудования центра коллективного пользования научным оборудованием Воронежского государственного университета.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бланк Т. В., Гольдберг Ю. А. // *ФТП*, 2007, т. 41, № 11, с. 1281—1308.
2. Бланк Т. В., Гольдберг Ю. А., Поссе Е. А., Солдатенков Ф. Ю. // *ФТП*, 2010, т. 44, № 4, с. 482—485.
3. Kuchuk A. V., Kladko V. P., Piotrowska A., Ratajczak R., Jakiela R. // *Materials Science Forum*, 2009, vol. 615—617, p. 573.
4. Kuchuk A. V., Kladko V. P., Golaszewska K., Guziewicz M., Wzorek M., Kaminska E., Piotrowska A. // *Materials Science Forum*, 2012, vol. 717—720, p. 833.
5. Kuchuk A. V., Kladko V. P., Golaszewska K., Guziewicz M., Wzorek M., Kaminska E., Piotrowska A. // *Silicon Carbide and Related Materials*, 2011, pp. 833—836.
6. Александров О. В., Козловский В. В. // *ФТП*, 2009, т. 43, № 7, с. 917.
7. Han S. Y., Shin J. Y., Lee B. T., and Lee J. L. // *J. Vac. Sci. Technol. B*, 2002, vol. 20, № 4, p. 1496.
8. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 01—078—3294.
9. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 00—001—1258.
10. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 00—017—0222.
11. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 00—003—09.
12. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 01—070—9169.
13. Hallin C., Yakimova R., Pecz B., Georgieva A., Marinova T., Kasamakova L., Kakanakov R., and Janzen E. // *J. of Electron. Mater.*, 1997, vol. 26, p. 119.
14. Fursin L. C., Zhao J. H., and Weiner. // *Electronics Lett.*, 2001, vol. 37, p. 1092.

## IMPACT OF RAPID THERMAL ANNEALING ON THE PHYSICAL PROPERTIES OF Ni/4H-SiC STRUCTURES

© 2015 Yu. A. Yurakov<sup>1</sup>, M. I. Chernykh<sup>1,2</sup>, V. A. Kozhevnikov<sup>2</sup>, A. N. Tsotsorin<sup>2</sup>, S. V. Kannykin<sup>1</sup>, E. N. Bormontov<sup>1</sup>, N. A. Rumyantseva<sup>1</sup>

Voronezh State University, Universitetskaya sq., 1, 394006 Voronezh, Russia

<sup>2</sup>Joint-stock Company Research institute of electronic engineering, Sarykh Bolshevikov st., 5, 394033 Voronezh, Russia  
e-mail: che@niiet.ru

Received 14.03.2015 г.

**Abstract.** Phase composition of Ni/4H — SiC (001) thin-film structures after rapid thermal annealing in vacuum, was defined by X-ray diffraction. Simultaneous formation of hexagonal Ni<sub>31</sub>Si<sub>12</sub> and orthorhombic Ni<sub>2</sub>Si nickel silicides in the temperature range 900—1150 °C at the annealing time of 30 to 180 seconds was detected and additional phase orthorhombic nickel monosilicide NiSi at 1250 °C anneal. In this temperature range texturing of the silicides films was observed; the size of the silicides crystallites was ~ 30 nm. The specific contact resistance is decreased with increasing of annealing temperature and time, minimum of the contact resistance equal to (4—5)·10<sup>-4</sup> Ohm·cm<sup>2</sup> is observed after annealing from 30 to 180 seconds at the highest temperatures of 1100—1150 °C.

**Keywords:** silicon carbide, nickel silicide, ohmic contact, X-ray diffraction.

#### REFERENCES

1. Blank T. V., Goldberg Yu. A. *FTP* [Semicond.], 2007, vol. 41, no. 11, pp. 1281—1308. Available at: <http://journals.ioffe.ru/ftp/2007/11/p1281—1308.pdf>
2. Blank T. V., Goldberg Yu. A., Posse E. A., Soldatenkov F. Yu. *FTP* [Semicond.], 2010, vol. 44, no. 4, pp. 482—485. Available at: <http://journals.ioffe.ru/ftp/2010/04/p482—485.pdf>
3. Kuchuk A. V., Kladko V. P., Piotrowska A., Ratajczak R., Jakiela R. *Materials Science Forum*, 2009, vol. 615—617, p. 573. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.615—617.573
4. Kuchuk A. V., Kladko V. P., Golaszewska K., Guziewicz M., Wzorek M., Kaminska E., Piotrowska A. *Materials Science Forum*, 2012, vol. 717—720, p. 833. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.717—720.833
5. Kuchuk A. V., Kladko V. P., Golaszewska K., Guziewicz M., Wzorek M., Kaminska E., Piotrowska A. *Silicon Carbide and Related Materials*, 2011, pp. 833—836.
6. Aleksandrov O. V., Kozlovskiy V. V. *FTP* [Semicond.], 2009, vol. 43, no. 7, pp. 917—923. <http://journals.ioffe.ru/ftp/2009/07/p917—923.pdf>
7. Han S. Y., Shin J. Y., Lee B. T., and Lee J. L. *J. Vac. Sci. Technol. B*, 2002, vol. 20, no. 4, p. 1496. <http://dx.doi.org/10.1116/1.1495506>
8. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 01—078—3294.

9. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 00—001—1258.
10. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 00—017—0222.
11. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 00—003—09.
12. JCPDS-ICDD. PDF 2012. Card 01—070—9169.
13. Hallin C., Yakimova R., Pecz B., Georgieva A., Marinova T., Kasamakova L., Kakanakov R., and Janzen E. *J. of Electron. Mater.*, 1997, vol. 26, p. 119. DOI: 10.1007/s11664—997—0136—2
14. Fursin L. C., Zhao J. H., and Weiner. *Electronics Lett.*, 2001, vol. 37, pp. 1092—1093. DOI: 10.1049/el:20010738

*Юраков Юрий Алексеевич* — д. ф.-м. н., профессор, профессор кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; тел.: +7(473) 2208363, e-mail: yurakov@phys.vsu.ru

*Yurakov Yuri A.* — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Voronezh State University; e-mail: yurakov@phys.vsu.ru

*Черных Максим Игоревич* — аспирант, инженер-технолог, ОАО «НИИЭТ»; тел.: +7 (473) 2254350, e-mail: che@niiet.ru

*Chernykh Maksim I.* — postgraduate Student, Process Engineer, Research Institute of Electronic Engineering; ph.: +7 (473) 2254350, e-mail: che@niiet.ru

*Цоцорин Андрей Николаевич* — к. ф.-м. н., начальник лаборатории ОАО «НИИЭТ»; тел.: +7 (473) 2254350, e-mail: raz@niiet.ru

*Tsotsorin Andrey N.* — Cand. Sci. (Eng.), Head of Laboratory, Research Institute of Electronic Engineering; ph.: +7 (473) 2254350, e-mail: raz@niiet.ru

*Кожевников Владимир Андреевич* — к. т. н., начальник отдела ОАО «НИИЭТ»; тел.: +7 (473) 22543—50, e-mail: vak@niiet.ru

*Kozhevnikov Vladimir A.* — Cand. Sci. (Eng.), Head of Department, Research Institute of Electronic Engineering; ph.: +7 (473) 2254350, e-mail: vak@niiet.ru

*Канькин Сергей Владимирович* — к. ф.-м. н., ведущий инженер ЦКПНО ВГУ; e-mail: svkannykin@gmail.com

*Kannykin Sergey V.* — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Lead Engineer Voronezh State University; e-mail: svkannykin@gmail.com

*Бормонтов Евгений Николаевич* — д. ф.-м. н., профессор, заведующий кафедрой физики полупроводников и микроэлектроники, Воронежский государственный университет; тел.: +7(473) 2208481, e-mail: micro138@phys.vsu.ru

*Bormontov Eugenie N.* — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Head of the Physic of Semiconductor and Microelectronics Chair, Voronezh State University; ph.: (473) 2208481, e-mail: e-mail: micro138@phys.vsu.ru

*Румянцева Нина Анатольевна* — ведущий инженер ЦКПНО ВГУ

*Rumyantseva Nina A.* — Lead Engineer Voronezh State University