

**Электропроводность композитных пленок карбид кремния-алмаз, синтезированных в СВЧ-разряде в смесях метан-силан-водород***А. К. Мартьянов, В. С. Седов, А. Ф. Попович, С. С. Савин, А. А. Хомич,  
В. Г. Ральченко, В. И. Конов*

*Осаждением в СВЧ-плазме (2,45 ГГц) в смеси метан-силан-водород на подложках кремния и монокристаллического алмаза синтезированы композитные пленки алмаз-карбид кремния кубического полигона (3C-SiC). Структура и фазовый состав пленок проанализированы методами сканирующей электронной микроскопии и комбинационного рассеяния света. Удельное сопротивление пленок  $\rho$  при температуре  $T = 340$  К составило  $(0,8-6) \times 10^{-2}$  Ом-см. Температурные зависимости  $\rho(T)$ , измеренные в диапазоне 300–460 К, свидетельствуют о полупроводниковом характере электропроводности композитного материала, с энергией активации 0,09–0,20 эВ. Подобные композиты, состоящие из двух широкозонных полупроводников с отличными электронными свойствами и высокой теплопроводностью, потенциально могут быть интересными для применений в электронике.*

*Ключевые слова:* карбид кремния, алмаз, химическое осаждение из газовой фазы, СВЧ-плазма, электропроводность, комбинационное рассеяние света.

**Ссылка:** Мартьянов А. К., Седов В. С., Попович А. Ф., Савин С. С., Хомич А. А., Ральченко В. Г., Конов В. И. // Прикладная физика. 2020. № 5. С. 73.

**Reference:** A. K. Martyanov, V. S. Sedov, A. F. Popovich, S. S. Savin, A. A. Khomich, V. G. Ralchenko, and V. I. Konov, Applied Physics, No. 5, 73 (2020).

**Введение**

Прогресс в создании приборов СВЧ электроники высокой мощности, радиационно-стойких, способных работать при повышенных температурах, связан с переходом к использованию широкозонных полупроводников, [1–5], которые обладают высоким пробивным напряжением, высокими подвижностями носителей заряда, высокой скоростью

переключения. Среди таких полупроводников выделяются своей высокой теплопроводностью карбид кремния и алмаз (при комнатной температуре теплопроводность SiC составляет около 5 Вт/см·К, а у монокристаллов синтетического алмаза она достигает величины 24 Вт/см·К [6]), что позволяет резко повысить эффективность отвода тепла, генерируемых электронными приборами и компонентами на подложках из алмаза или SiC [4, 7–9].

**Мартьянов Артем Константинович**<sup>1</sup>, н.с., к.ф.-м.н.  
**Седов Вадим Станиславович**<sup>1</sup>, с.н.с., к.ф.-м.н.  
**Попович Алексей Фёдорович**<sup>1,2</sup>, ст. инженер.  
**Савин Сергей Сергеевич**<sup>3</sup>, вед. инженер.  
**Хомич Андрей Александрович**<sup>1,2</sup>, с.н.с., к.ф.-м.н.  
**Ральченко Виктор Григорьевич**<sup>1</sup>, зав. лаб., к.ф.-м.н.  
**Конов Виталий Иванович**<sup>1</sup>, зав. отд., Академик РАН,  
д.ф.-м.н.

<sup>1</sup> Институт общей физики им. А. М. Прохорова РАН.  
Россия, 119991, Москва, ул. Вавилова, 38.  
E-mail: art.martyanov@gmail.com

<sup>2</sup> Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова РАН (Фрязинское отделение).  
Россия, 141190, Московская обл., г. Фрязино,  
пр. Введенского, 1.

<sup>3</sup> МИРЭА – Российский технологический университет.  
Россия, 119454, Москва, проспект Вернадского, 78.

Статья поступила в редакцию 09 сентября 2020 г.

© Мартьянов А. К., Седов В. С., Попович А. Ф.,  
Савин С. С., Хомич А. А., Ральченко В. Г.,  
Конов В. И., 2020

Однако, ввиду очень низкого коэффициента температурного расширения (к.т.р.) алмаза ( $1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  при комнатной температуре), его интеграция с кристаллами полупроводников (Si, GaN, SiC, ...), с существенно более высоким к.т.р., сильно затруднена из-за возникающих высоких механических напряжений [10].

Представляет интерес создание композитных материалов алмаз-SiC, у которых при сохранении достаточно высокой теплопроводности можно было бы подстраивать в некоторых пределах величину к.т.р. Так, в работе [11] для объемных композитов алмаз-SiC, синтезированных инфльтрацией паров в заготовки из прессованного алмазного порошка, получена величина к.т.р. около  $2,1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , вдвое выше, чем для чистого алмаза. Для применений в электронике привлекательной является возможность осаждения композита алмаз-SiC в виде тонких слоев на большой площади путем со-осаждения алмаза и SiC в СВЧ-плазме в смесях  $\text{H}_2\text{-CH}_4$  с добавкой летучего соединения кремния [12]. При добавке тетраметилсилана  $\text{Si}(\text{CH}_3)_4$  были синтезированы композитные пленки с нанокристаллической компонентой SiC [12–14]. Недавно мы изучили процессы осаждения композитных пленок алмаз-SiC на подложки Si в СВЧ-плазме в смесях другого состава метан-силан-водород [15]. Однако, насколько нам известно, электрофизические свойства тонкопленочных композитов алмаз-SiC до сих пор остаются неисследованными. В настоящей работе мы синтезировали микрокристаллические пленки алмаз-SiC в СВЧ-плазме  $\text{CH}_4\text{-SiH}_4\text{-H}_2$ , получили сведения об их структуре и измерили их проводимость при температурах выше комнатной.

### Подготовка образцов

Композитные пленки SiC-алмаз осаждали на СВЧ-плазмохимическом реакторе УПСА-100 (ООО «Оптосистемы», частота 2,45 ГГц) в смесях метан-силан-водород, детали процесса описаны в работе [15]. В качестве подложек использовали пластины кремния с ориентацией (100) и размером  $10 \times 10 \times 0,5 \text{ мм}^3$ , на которых сначала выращивали промежуточный слой микрокристаллического алмаза толщи-

ной до 10 мкм в смеси  $\text{CH}_4\text{-H}_2$  при следующих условиях: давление 75 Торр, температура подложки  $900 \pm 20 \text{ }^\circ\text{C}$ , СВЧ-мощность 4,5 кВт, концентрация метана  $\text{CH}_4/\text{H}_2 = 6 \%$ . Температура подложки контролировалась ИК-пирометром Micron M770 сквозь кварцевое окно в камере реактора. Скорость роста составляла около 1,3 мкм/ч. Наличие диэлектрической алмазной пленки (типичное удельное сопротивление микрокристаллического алмаза составляет  $\sim 10^{11}\text{--}10^{13} \text{ Ом}\cdot\text{см}$  [16, 17]) на кремнии облегчало процедуру измерения электропроводных свойства композита, предупреждая шунтирование через подложку.

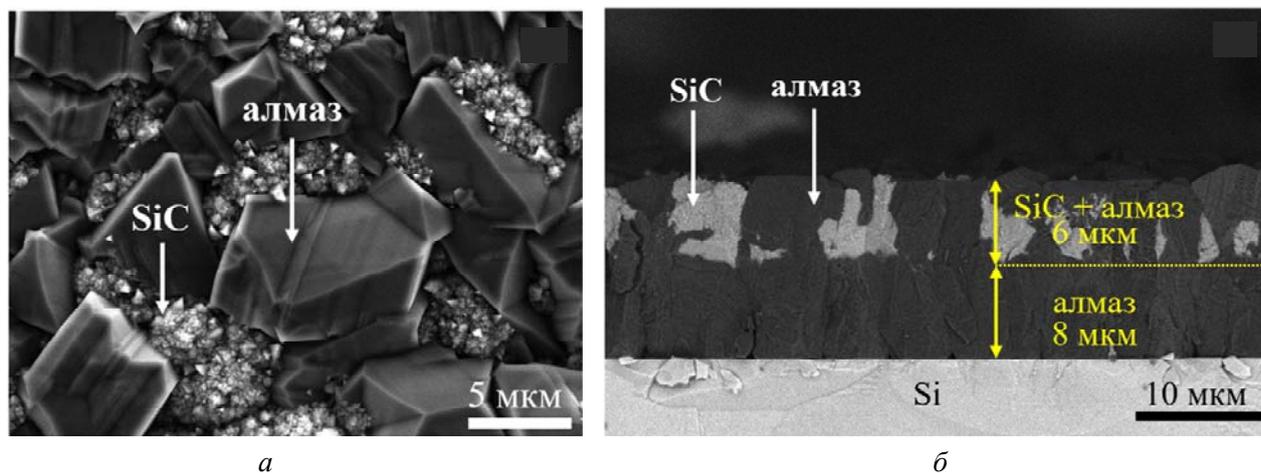
Далее в реактор добавляли силан, продолжая рост в течение 21 часов при СВЧ-мощности 4,0 кВт, давлении 72 Торр, температуре подложке  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  при концентрации метана  $[\text{CH}_4]/[\text{H}_2] = 4 \%$ . Соотношение расходов реагентов силан/метан составляло  $[\text{SiH}_4]/[\text{CH}_4] = 0,2$ . Зарождение зерен SiC на поверхности алмазной пленки происходило спонтанно, в результате конкурентного со-осаждения алмаза и SiC формировался композитный слой, содержащий зерна обоих полупроводников, причем алмаз продолжал эпитаксиально расти между появившимися кристаллитами SiC. Условия синтеза подобраны таким образом, чтобы обеспечить примерно равные скорости роста каждой из фаз, предупреждая блокирование поверхности одной из них. Скорость осаждения композитной пленки в данном эксперименте составляла около 280 нм/ч. Для сравнения в аналогичном режиме был выращен слой композита на полированной подложке из монокристалльного синтетического алмаза размерами  $4 \times 4 \times 0,6 \text{ мм}$ .

### Структура пленок

Строение композитной пленки представлено на изображениях ростовой поверхности и скола образца на кремнии (рис. 1), полученных в растровом электронном микроскопе (РЭМ) Tescan MIRA3. Ограниченные кристаллиты алмаза размером 5–6 мкм соседствуют со скоплениями мелких, субмикронного масштаба зерен SiC (рис. 1, а). Кристаллиты SiC достигают размеров  $\sim 0,5 \text{ мкм}$ , в этом случае хорошо видны их треугольные грани (111). Как видно на сколе пленки (рис. 1, б),

композитный слой толщиной 6 мкм, лежащий на поликристаллической алмазной пленке толщиной 8 мкм, выявляет зерна светлого контраста (SiC) размером от ~1 до ~10 мкм в поперечнике и зерен более темного контраста (алмаз). Объемное содержание карбида в композите составляет примерно одну треть. Зерна SiC прорастают непосредственно от границы с подслоем алмаза. Фаза SiC образует частично связную структуру в диэлектрической алмаз-

ной матрице, что обеспечивает сеть для протекания тока. Некоторые зерна карбида кремния, однако, оказываются замурованным в толще алмазной пленки, и не выходят на ее поверхность. Причиной этому является локальное рассогласование скоростей роста алмаза и SiC, что может быть связано с известным фактом различия скоростей роста граней алмаза различной кристаллографической ориентации [18].



**Рис. 1.** Изображение РЭМ поверхности (а) поперечного сечения (б) пленки композита SiC-алмаз толщиной 6 мкм, выращенной на подложке кремния с промежуточным слоем микрокристаллического алмаза толщиной 8 мкм. Зерна светлого контраста на сколе – карбид кремния.

Фазовый состав пленки анализировали с помощью виду спектров комбинационного рассеяния света (КР), которые снимали на спектрометре LabRam HR-800 (Horiba) в конфокальном режиме с возбуждением КР твердотельным лазером на длине волны 473 нм. Лазерный луч фокусировался в пятно диаметром около 2 мкм на поверхность пленки, так что спектры могли регистрироваться избирательно для отдельного зерна или конгломерата зерен одной фазы.

Спектры КР, снятые отдельно при фокусировке лазерного луча на кристаллиты алмаза и SiC показаны на рис. 2. Спектр от алмазной компоненты содержит узкий пик ( $\Delta\nu = 7,5 \text{ см}^{-1}$ ) 1-го порядка на частоте  $1333 \text{ см}^{-1}$ , который характеризует алмазную решетку. В спектре для зерен SiC присутствует пик  $796 \text{ см}^{-1}$  отвечающий поперечному оптическому (ТО) фону кубического политаипа карбида кремния  $\beta$ -SiC (3C-SiC) [19, 20]. Также выявляются намного более слабые полосы, принадлежащие гексагональному политаипу 6H-SiC:

ТО-фонон ( $766 \text{ см}^{-1}$ ) и продольный оптический LO-фонон ( $877$  и  $967 \text{ см}^{-1}$ ) [19], таким образом, доминирующей фазой кристаллического карбида в пленке является  $\beta$ -SiC, а гексагональный SiC присутствует в качестве относительно небольшой примеси. Другие заметные полосы в спектре КР из области, где находятся скопления зерен SiC, включают сильные D-пик ( $1350 \text{ см}^{-1}$ ) и G-пик ( $1590 \text{ см}^{-1}$ ) аморфного графитоподобного углерода, и слабый пик транс-полиацетилена (t-PA) на частоте  $1140 \text{ см}^{-1}$ . Так как сечение рассеяния КР в видимой области для графита или аморфного углерода [21] и t-PA [22] гораздо больше, чем для алмаза (например, для графита сечение КР на два порядка выше, чем для алмаза), относительно сильный сигнал от неалмазного углерода в спектре КР (рис. 2) в действительности вызван лишь небольшими его включениями. Эти включения предположительно концентрируются в границах зерен и SiC и алмаза, подобно картине, известной для нанокристаллических алмазных пленок [23].

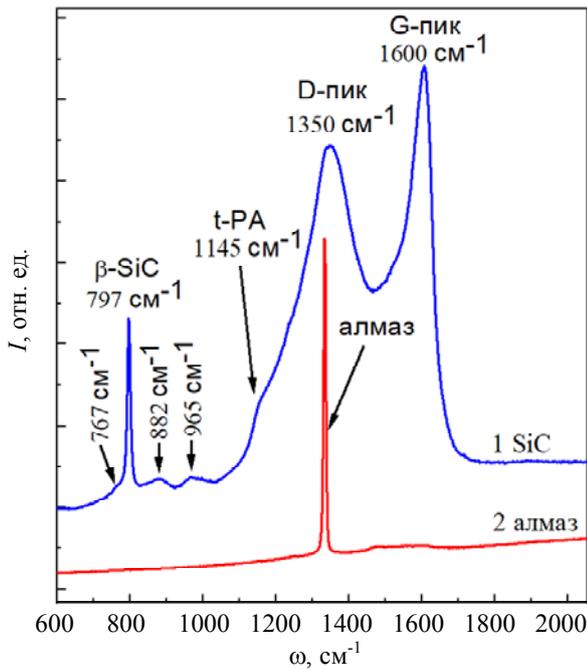


Рис. 2. Спектры КР, снятые локально на поверхности композитной пленки SiC-алмаз в области зёрен SiC (верхний спектр – 1) и кристаллитов алмаза (нижний спектр – 2).

### Электрические свойства

Измерение электрофизических свойств композитов алмаз-карбид кремния в диапазоне температур 300–460 К проводилось двухзондовым методом на установке АSEC-03 (СКБТ ИРЭ РАН). Предварительно образцы отжигались на воздухе при температуре 580 °С в течение 30 мин, чтобы удалить поверхностный гидрогенизированный слой на алмазе, имеющий проводимость  $p$ -типа [24, 25], который способен внести некоторый вклад в измеряемую проводимость. Далее, на поверхность пленки в центральной части образцы наносились два прямоугольных контакта из токопроводящего серебряного клея с зазором 2 мм между ними. В диапазоне напряжений от  $-2$  до  $+2$  В снимались вольт-амперные характеристики (ВАХ), из которых определяли сопротивление  $R$  и из геометрии образца рассчитывали удельное сопротивление  $\rho$ . Семейство ВАХ, измеренных в исследованном диапазоне температур представлено на рис. 3, а построенные на их основе зависимости удельного сопротивления от температуры  $\rho(T)$  показаны на рис. 4.

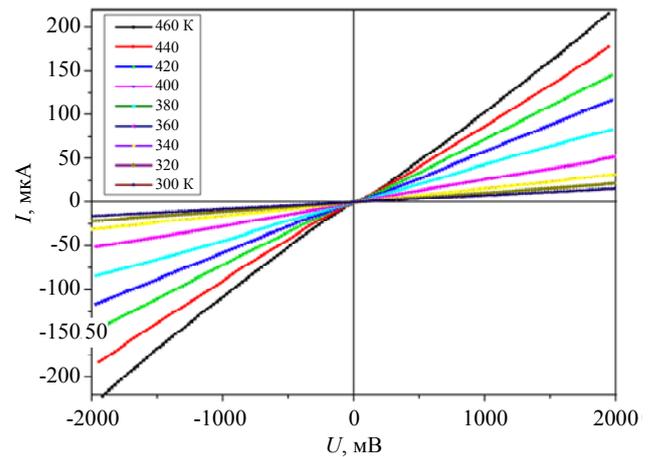


Рис. 3. Вольт-амперные характеристики композита SiC-алмаз на подслое поликристаллического алмаза в диапазоне температур 300–460 К.

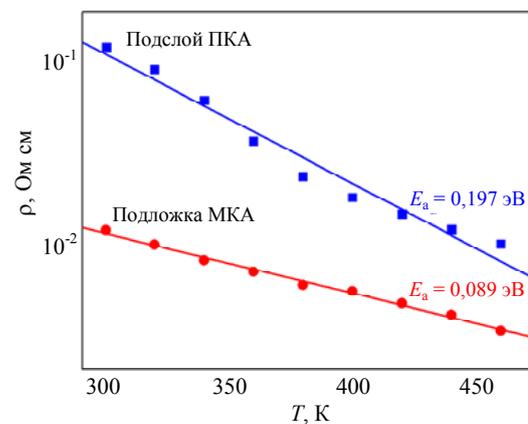


Рис. 4. Температурная зависимость удельного сопротивления композитных пленок SiC-алмаз, выращенных на кремнии с подслоем микрокристаллического алмаза ПКА (квадраты) и на подложке из монокристалльного алмаза МКА (кружки).

Семейство ВАХ, измеренных в исследованном диапазоне температур и представленных на рис. 3, подтверждающее, что пленка имеет полупроводниковый тип проводимости, при котором удельное сопротивление падает с ростом температуры. Графики  $\rho(T)$  для композитных пленок на подслое из поликристаллическом алмазе (ПКА) и на подложке из монокристалльного алмаза (МКА) демонстрируют полупроводниковый тип проводимости, удельное сопротивление падает с ростом температуры (рис. 4). При температуре 340 К сопротивление и удельное сопротивление пленки композита на подслое ПКА составили  $R = 62$  кОм и  $\rho = 6,5 \times 10^{-2}$  Ом·см, а на подложке МКА получили величину на порядок ниже

$\rho = 8,2 \times 10^{-3}$  Ом·см. Измеренные значения  $\rho$  оказались на 1–2 порядка выше, чем для нелегированных пленок 3C-SiC, полученных осаждением в термической плазме при введении порошка SiC в плазменную струю ( $10^{-3}$ – $10^{-4}$  Ом·см) [26], но ниже, чем для эпитаксиальных пленок 3C-SiC, выращенных сублимационным методом на подложках кубического карбида кремния ( $\sim 18$  Ом·см) [27] или нанокристаллических пленок 3C-SiC, синтезированных в смесях SiH<sub>4</sub>-CH<sub>4</sub> методом CVD в реакторе с горячей нитью ( $\sim 10^4$  Ом·см) [28]. Удельное сопротивление в наших композитах определяется несколькими факторами, в том числе дефектностью зерен SiC, неполной связностью проводящей сети этих зерен, а также долей ( $\sim 30$  %) карбида в объеме композита.

Температурные кривые на рис. 4 хорошо описываются экспоненциальной зависимостью  $\rho(T) \sim \exp(-E_a/T)$ , для пленок на ПКА и МКА найденные в координатах  $\ln(1/\rho) - 1000/T$  величины энергии активации  $E_a$  составили  $0,20 \pm 0,01$  эВ и  $0,09 \pm 0,01$  эВ, соответственно. Так как проводимость аморфного углерода (a-C) также растет с температурой [29], то нельзя исключать некоторого влияния включений a-C на температурный ход удельного сопротивления композита. Однако, согласно работе [29] энергия активации для различных вариантов пленок a-C, осажденных из газовой фазы методом горячей нити, лежит в диапазоне 2,6–3,9 эВ, т. е. на порядок выше, чем найденные для наших образцов. Кроме того, ввиду малости объемной доли этой фазы в составе композита (толщина проводящих границ зерен в алмазных пленках, например, может составлять порядка 1 нм или менее [30]), маловероятно, что распределенная сеть включений a-C играет заметную роль в проводимости композита.

### Заключение

Мы вырастили в СВЧ-плазме в смеси SiH<sub>4</sub>-CH<sub>4</sub>-H<sub>2</sub> композитные пленки алмазкарбида кремния в которых размер кристаллитов алмаза составляет несколько микрометров, а зерна SiC имеют субмикронный (<0,5 мкм) размер. На основе спектров КР сделан вывод о принадлежности карбида

кремния к кубическому политипу 3C-SiC. Впервые измерены электрические свойства таких композитных пленок, которые характеризуются низким удельным сопротивлением (порядка  $10^{-2}$  Ом·см при температуре  $T = 340$  К), и полупроводниковым типом температурной зависимости проводимости. Предположено, что проводимость в композите реализуется по связной цепи компоненты SiC в диэлектрической алмазной матрице.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ, грант № 18-29-11023.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Kim M., Seo J.-H., Singiseti U., Ma Z. // J. Mater. Chem. C. 2017. Vol. 5. № 33. P. 8338.
2. Bindra A. // IEEE Power Electron. Mag. 2015. Vol. 2. № 1. P. 42.
3. Fujita S. // Jpn. J. Appl. Phys. 2015. Vol. 54. № 3. P. 030101.
4. Лебедев А. А., Иванов П. А., Левинштейн М. Е., Мохов Е. Н., Нагалюк С. С., Анисимов А. Н., Баранов П. Г. // Успехи Физических Наук. 2019. Т. 189. № 8. С. 803.
5. Chen J.-T., Bergsten J., Lu J., Janzén E., Thorsell M., Hultman L., Rorsman N., Kordina O. // Appl. Phys. Lett. 2018. Vol. 113. № 4. P. 041605.
6. Inyushkin A. V., Taldenkov A. N., Ralchenko V. G., Bolshakov A. P., Koliadin A. V., Katrusha A. N. // Phys. Rev. B. 2018. Vol. 97. № 14. P. 144305.
7. Shikata S. // Diam. Relat. Mater. 2016. Vol. 65. P. 168.
8. Мальцев П. П., Редькин С. В., Глинский И. А., Побойкина Н. В., Духновский М. П., Федоров Ю. Ю., Смирнова А. К., Куликов Е. Н., Щербаков С. В., Леонтьев И. А. // Российские Нанотехнологии. 2016. Т. 11. № 7–8. С. 85.
9. Koizumi S., Umezawa H., Pernot J., Suzuki M. Power Electronics Device Applications of Diamond Semiconductors. – Woodhead publishing, 2018.
10. Fusté N., Aviñó O., Vellvehi M., Perpiñà X., Godignon P., Seddon R., Obieta I., Maudes J., Jordà X. in Proc. of 21st International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems (EuroSimE, 2020), pp. 1–8.
11. Yang Z., He X., Wang L., Liu R., Hu H., Wang L., Qu X. // J. Eur. Ceram. Soc. 2014. Vol. 34. № 5. P. 1139.
12. Jiang X., Zhuang H., Fu H. // Novel Carbon Materials and Composites: Synthesis, Properties and Applications, Wiley Online Library, 2019. P. 169–203.
13. Jiang X., Klages C.-P. // Appl. Phys. Lett. 1992. Vol. 61. № 14. P. 1629.
14. Zhuang H., Jiang X. // Surf. Coat. Technol. 2014. Vol. 249. P. 84.

15. Sedov V. S., Martyanov A. K., Khomich A. A., Savin S. S., Voronov V. V., Khmel'nitskiy R. A., Bolshakov A. P., Ralchenko V. G. // *Diam. Relat. Mater.* 2019. Vol. 98. P. 107520.
16. Polyakov V. I., Rukovishnikov A. I., Rossukany N. M., Ralchenko V. G. // *Diam. Relat. Mater.* 2001. Vol. 10. № 3–7. P. 593.
17. Lions M., Saada S., Bazin B., Pinault M.-A., Jomard F., Andrieu F., Faynot O., Bergonzo P. // *Diam. Relat. Mater.* 2010. Vol. 19. № 5–6. P. 413.
18. Wild C., Koidl P., Müller-Sebert W., Walcher H., Kohl R., Herres N., Locher R., Samlenski R., Brenn R. // *Diam. Relat. Mater.* 1993. Vol. 2. № 2–4. P. 158.
19. Wasyluk J., Perova T. S., Kukushkin S. A., Osipov A. V., Feoktistov N. A., Grudinkin S. A. // *Mater. Sci. Forum.* 2010. Vol. 645–648. P. 359.
20. Nakashima S., Harima H. // *Phys. Status Solidi A.* 1997. Vol. 162. № 1. P. 39.
21. Ferrari A. C., Robertson J. // *Phys. Rev. B.* 2001. Vol. 64. № 7. P. 075414.
22. Ehrenfreund E., Vardeny Z., Brafman O., Horowitz B. // *Phys. Rev. B.* 1987. Vol. 36. № 3. P. 1535.
23. Vlasov I. I., Goovaerts E., Ralchenko V. G., Konov V. I., Khomich A. V., Kanzyuba M. V. // *Diam. Relat. Mater.* 2007. Vol. 16. № 12. P. 2074.
24. Ristein J. // *J. Phys. Appl. Phys.* 2006. Vol. 39. № 4. P. R71.
25. Conte G., Giovine E., Bolshakov A., Ralchenko V., Konov V. // *Nanotechnology.* 2011. Vol. 23. № 2. P. 025201.
26. Wang X. H., Yamamoto A., Eguchi K., Obara H., Yoshida T. // *Sci. Technol. Adv. Mater.* 2003. Vol. 4. № 2. P. 167.
27. Syväjärvi M., Ma Q., Jokubavicius V., Galeckas A., Sun J., Liu X., Jansson M., Wellmann P., Linnarsson M., Runde P. // *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* 2016. Vol. 145. P. 104.
28. Pawbake A., Mayabadi A., Waykar R., Kulkarni R., Jadhavar A., Waman V., Parmar J., Bhattacharyya S., Ma Y.-R., Devan R. // *Mater. Res. Bull.* 2016. Vol. 76. P. 205.
29. Zhai Z., Shen H., Chen J., Li X., Jiang Y. // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2018. Vol. 10. № 20. P. 17427.
30. Popov C., Kulisch W., Boycheva S., Yamamoto K., Cecccone G., Koga Y. // *Diam. Relat. Mater.* 2004. Vol. 13. № 11. P. 2071.

PACS: 81.05.ug, 81.15.Gh, 68.55.J, 72.80.Tm, 81.05.uj

## Electrical conductivity of silicon carbide-diamond composite films produced by microwave plasma chemical vapor deposition in methane-silane-hydrogen mixtures

*A. K. Martyanov<sup>1</sup>, V. S. Sedov<sup>1</sup>, A. F. Popovich<sup>1,2</sup>, S. S. Savin<sup>3</sup>, A. A. Khomich<sup>1,2</sup>, V. G. Ralchenko<sup>1</sup>, and V. I. Konov<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> Prokhorov General Physics Institute of the Russian Academy of Sciences  
38 Vavilov st., Moscow, 119991, Russia

<sup>2</sup> Kotel'nikov Institute of Radio Engineering and Electronics (Fryazino Branch),  
Russian Academy of Sciences  
1 Vvedensky sq., Fryazino Moscow Region, 141190, Russia

<sup>3</sup> MIREA – Russian Technological University  
78 Vernadsky Ave., Moscow, 119454, Russia

*Received September 09, 2020*

***Composite films diamond-silicon carbide of cubic polytype (3C-SiC) have been deposited by microwave plasma (2.45 GHz) chemical vapor deposition CVD in methane-silane-hydrogen mixtures on Si and single crystal diamond substrates. The structure and phase composition of the films were characterized by scanning electron microscopy and Raman spectroscopy. Resistivity  $\rho$  of the films is found to lie in the range of  $(0.8-6)\times 10^{-2}$  Ohm-cm at temperature  $T = 340$  K. The temperature dependences  $\rho(T)$ , as measured in the range of 300–460 K, reveal semiconducting nature of conductivity of the composite material with activation energy of 0.09–0.20 eV. Potentially, the composites consisting of two wide-band-gap semiconductors with ex-***

***cellent electronic properties and very high thermal conductivity, such as diamond and SiC, could be the interesting material for electronic applications.***

**Keywords:** silicon carbide, diamond, chemical vapor deposition, microwave plasma, electrical conductivity, Raman spectroscopy.

## REFERENCES

1. M. Kim, J.-H. Seo, U. Singiseti, and Z. Ma, *J. Mater. Chem. C. Royal Society of Chemistry* **5** (33), 8338 (2017).
2. A. Bindra, *IEEE Power Electron. Mag.* **2** (1), 42 (2015).
3. S. Fujita, *Jpn. J. Appl. Phys.* **54** (3), 030101 (2015).
4. A. A. Lebedev, P. A. Ivanov, M. E. Levinshstein, E. N. Mohov, S. S. Nagalyuk, A. N. Anisimov, and P. G. Baranov, *Uspekhi Fizicheskikh Nauk* **189** (8), 803 (2019).
5. J.-T. Chen, J. Bergsten, J. Lu, E. Janzén, M. Thorsell, L. Hultman, N. Rorsman, and O. Kordina, *Appl. Phys. Lett.* **113** (4), 041605, (2018).
6. A. V. Inyushkin, A. N. Taldenkov, V. G. Ralchenko, A. P. Bolshakov, A. V. Koliadin, and A. N. Katrusha, *Phys. Rev. B.* **97** (14), 144305 (2018).
7. S. Shikata, *Diam. Relat. Mater.* **65**, 168 (2016).
8. P. P. Mal'cev, S. V. Red'kin, I. A. Glinskij, N. V. Pobjokina, M. P. Duhnovskij, Yu. Yu. Fedorov, A. K. Smirnova, E. N. Kulikov, S. V. Shcherbakov, and I. A. Leont'ev, *Rossijskie Nanotekhnologii* **11** (7–8), 85 (2016).
9. S. Koizumi, H. Umezawa, J. Pernot, and M. Suzuki, *Power Electronics Device Applications of Diamond Semiconductors* (Woodhead publishing, 2018).
10. N. Fusté, O. Aviñó, M. Vellvehi, X. Perpiñà, P. Godignon, R. Seddon, I. Obieta, J. Maudes, and X. Jordà in *Proc. of 21st International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems* (EuroSimE, 2020), pp. 1–8.
11. Z. Yang, X. He, L. Wang, R. Liu, H. Hu, L. Wang, and X. Qu, *J. Eur. Ceram. Soc.* **34** (5), 1139 (2014).
12. X. Jiang, H. Zhuang, and H. Fu, *Novel Carbon Materials and Composites: Synthesis, Properties and Applications* (Wiley Online Library, 2019), pp. 169–203.
13. X. Jiang, and C.-P. Klages, *Appl. Phys. Lett.* **61** (14), 1629 (1992).
14. H. Zhuang, and X. Jiang, *Surf. Coat. Technol.* **249**, 84 (2014).
15. V. S. Sedov, A. K. Martyanov, A. A. Khomich, S. S. Savin, V. V. Voronov, R. A. Khmel'nikskiy, A. P. Bolshakov, and V. G. Ralchenko, *Diam. Relat. Mater.* **98**, 107520 (2019).
16. V. I. Polyakov, A. I. Rukovichnikov, N. M. Rossukanyi, and V. G. Ralchenko, *Diam. Relat. Mater.* **10** (3–7), 593 (2001).
17. M. Lions, S. Saada, B. Bazin, M.-A. Pinault, F. Jomard, F. Andrieu, O. Faynot, and P. Bergonzo, *Diam. Relat. Mater.* **19** (5–6), 413 (2010).
18. C. Wild, P. Koidl, W. Müller-Sebert, H. Walcher, R. Kohl, N. Herres, R. Locher, R. Samlenski, and R. Brenn, *Diam. Relat. Mater.* **2** (2–4), 158 (1993).
19. J. Wasyluk, T. S. Perova, S. A. Kukushkin, A. V. Osipov, N. A. Feoktistov, and S. A. Grudinkin, *Mater. Sci. Forum.* **645–648**, 359 (2010).
20. S. Nakashima and H. Harima, *Phys. Status Solidi A.* **162** (1), 39 (1997).
21. A.C. Ferrari, and J. Robertson, *Phys. Rev. B. American Physical Society* **64** (7), 075414 (2001).
22. E. Ehrenfreund, Z. Vardeny, O. Brafman, and B. Horovitz, *Phys. Rev. B.* **36** (3), 1535 (1987).
23. I. I. Vlasov, E. Goovaerts, V. G. Ralchenko, V. I. Konov, A. V. Khomich, and M. V. Kanzyuba, *Diam. Relat. Mater.* **16** (12), 2074 (2007).
24. J. Ristein, *J. Phys. Appl. Phys.* **39** (4), R71 (2006).
25. G. Conte, E. Giovine, A. Bolshakov, V. Ralchenko, and V. Konov, *Nanotechnology* **23** (2), 025201 (2011).
26. X. H. Wang, A. Yamamoto, K. Eguchi, H. Obara, and T. Yoshida, *Sci. Technol. Adv. Mater.* **4** (2), 167 (2003).
27. M. Syväjärvi, Q. Ma, V. Jokubavicius, A. Galeckas, J. Sun, X. Liu, M. Jansson, P. Wellmann, M. Linnarsson, and P. Runde, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* **145**, 104 (2016).
28. A. Pawbake, A. Mayabadi, R. Waykar, R. Kulkarni, A. Jadhavar, V. Waman, J. Parmar, S. Bhattacharyya, Y.-R. Ma, and R. Devan, *Mater. Res. Bull.* **76**, 205 (2016).
29. Z. Zhai, H. Shen, J. Chen, X. Li, and Y. Jiang, *ACS Appl. Mater. Interfaces* **10** (20), 17427 (2018).
30. C. Popov, W. Kulisch, S. Boycheva, K. Yamamoto, G. Ceccone, and Y. Koga, *Diam. Relat. Mater.* **13** (11), 2071 (2004).