

**MODERNIZATION OF NON-VACUUM ELECTRIC ARC REACTOR  
FOR BORON CARBIDE POWDER SYNTHESIS**

*Yuliya Zakharovna Vassilyeva<sup>a</sup>, Pavel Vadimovich Povalyaev,  
Yulia Alexandrovna Neklya, Alexander Yakovlevich Pak*

National Research Tomsk Polytechnic University, Lenin Ave. 30, 634050, Tomsk, Russia

<sup>a</sup> yzvl@tpu.ru

**ABSTRACT**

The paper describes non-vacuum method of boron carbide powder production using a modernized electric arc reactor. According to the results of X-ray phase analysis, the boron carbide  $B_4C$  phase dominates in the synthesis product, which is ensured by the use of a special carbon screen separating the initiation and combustion zone of the arc discharge from the synthesis zone. Using the modernized scheme of the discharge circuit of the arc reactor, it was possible to reduce the ratio of the intensity of the main maximum of the graphite phase to the main maximum of the boron carbide phase by 12 times: previously  $I_C/I_{B_4C} = 3.617$ , in this work  $I_C/I_{B_4C} = 0.285$ . In addition, the energy characteristics of the synthesis process were investigated, the amount of supplied energy (~372 kJ during the synthesis time ~60 s), the average discharge power (~6 kW) were determined; the mass balance of the system was compiled. Using a tungsten-rhenium thermocouple, the temperature in the fusion zone with and without the use of thermal insulation of the discharge circuit was measured. It was determined that the use of gas-concrete block "Sibit" as thermal insulation allowed reducing mass losses of the large graphite crucible by 2 times and increasing the temperature in the cavity of the internal graphite crucible from 1508 °C to 1642 °C, when using the graphite crucible without the initial mixture.

**KEYWORDS**

Boron carbide; non-vacuum method; plasma; arc discharge; reaction zone temperature.

**МОДЕРНИЗАЦИЯ БЕЗВАКУУМНОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО РЕАКТОРА  
ДЛЯ СИНТЕЗА ПОРОШКА НА ОСНОВЕ КАРБИДА БОРА**

*Юлия Захаровна Васильева<sup>а</sup>, Павел Вадимович Поваляев,  
Юлия Александровна Некля, Александр Яковлевич Пак*

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 30

<sup>a</sup> yzvl@tpu.ru

**АННОТАЦИЯ**

В работе описан безвакуумный метод получения порошка на основе карбида бора с использованием модернизированного электродугового реактора. По результатам рентгенофазового

анализа в продукте синтеза доминирует фаза карбида бора  $B_4C$ , что обеспечивается за счет применения специального углеродного экрана, отделяющего зону инициирования и горения дугового разряда от зоны синтеза. При использовании модернизированной схемы разрядного контура электродугового реактора удалось снизить отношение интенсивности главного максимума графитовой фазы к главному максимуму фазы карбида бора в 12 раз: ранее  $I_C/I_{B_4C} = 3,617$ , в данной работе  $I_C/I_{B_4C} = 0,285$ . Кроме того, в работе исследованы энергетические характеристики процесса синтеза, определено количество подводимой энергии (~372 кДж за время синтеза ~60 с), средняя мощность разряда (~6 кВт); составлен массовый баланс системы. С помощью вольфрам-рениевой термопары проведено измерение температуры в реакционной зоне реактора: измерения осуществлялись как с применением теплоизоляционного слоя, так и без него. Определено, что использование газобетонного блока марки «Сибит» в качестве теплоизоляции позволило снизить потери массы графитового тигля в 2 раза и повысить температуру в реакционной зоне реактора с 1508 °С до 1642 °С при использовании графитового тигля без исходной смеси.

## КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Карбид бора; безвакуумный метод; плазма; дуговой разряд; температура реакционной зоны.

### Введение

На сегодняшний день синтез сверхтвердых материалов является важнейшим направлением развития порошковой металлургии. Сверхтвердые материалы обладают твердостью выше 40 ГПа и являются основными претендентами в производстве абразивов, полирующих, режущих инструментов и износостойких покрытий. Среди этих материалов соединения на основе бора, такие как карбид бора ( $B_4C$ ), субоксид бора ( $B_6O$ ), нитрид бора (BN) и несколько фаз бора (например, фазы  $\alpha$  и  $\beta$ ) являются наиболее перспективными [1]. Карбид бора обладает уникальными свойствами, такими как высокая температура плавления (~2300 °С), повышенная твердость и термическая стабильность [2]. В настоящее время карбид бора является привлекательным материалом для ядерной физики и технической промышленности за счет высокой устойчивости к радиационному излучению [3]. Соединения карбида бора сохраняют свою основную структуру при взаимодействии с потоком нейтронов различной энергии. В связи с этим система бор-углерод имеет потенциал в качестве защиты от радиации [4]. Тем не менее у сверхтвердого карбида бора существует недостаток: при больших нагрузках на материал

возникает явление аморфизации, которое ограничивает эффективное использование карбида бора в качестве дополнения к высокоскоростным зарядам [5]. Аморфизацию в нем можно описать как неоднородную потерю кристаллического порядка в небольших зонах, разбросанных по объему под влиянием высокого давления [6]. Предполагают, что обогащение бором можно использовать для смягчения аморфизации в карбиде бора. [7]. Для уменьшения аморфизации предлагается легировать карбид бора кремнием [8]. Авторами работы [9] отмечено, что аморфный карбид бора возможно эффективно использовать в качестве нанокатализатора на диоксиде титана в реакции электрокаталитического восстановления оксида азота до аммиака. Отмечается, что использование карбида бора в реакции восстановления кислорода с нанесением наночастиц платины заметно улучшает активность (на 50–100%), а также повышает стабильность такого сплава [10]. Покрытие из карбида бора повышает прочность композитов на основе графита и меди, однако уменьшает их теплопроводность [11]. Карбид бора применяется для упрочнения композитов с металлической матрицей на основе алюминиевых сплавов [12]. Добавление карбида бора  $B_4C$  в матрицу магния уве-

личивает прочность межфазного сцепления, прочность на изгиб гибридного композита, твердость и износостойкость сопротивления [13]. Кроме того, керамика на основе карбида бора является одной из самых твердых, ее можно спекать практически до полной теоретической плотности [14]. По сравнению с керамиками  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ,  $SiC$  и  $Si_3N_4$ , керамика  $B_4C$  имеет более высокую твердость и более низкую плотность [15]. Основными областями применения керамики  $B_4C$  в качестве износостойких компонентов являются механические уплотнения, подшипники, режущие инструменты, инструменты для правки колес и струйные сопла [16].

Методы получения материалов на основе карбида бора весьма разнообразны, основные из них: карботермическое восстановление [17], плазмохимический синтез [18], а также самораспространяющийся высокотемпературный синтез [19]. Однако существующие методы далеки от совершенства поскольку являются энергозатратными и/или ресурсозатратными. Коммерческий интерес к производству мелкозернистого порошка карбида бора высокой чистоты привел к усиленному поиску альтернативных методов синтеза. В последние годы популярность набирает метод безвакуумного электродугового синтеза как способ получения различных карбидов [20–21] и боридов [22]. Технология синтеза отличается от аналогичных методик экономичностью и энергоэффективностью за счет реализации процесса на открытом воздухе. Синтез карбидов безвакуумным электродуговым методом возможен благодаря экранированию реакционной зоны газами моно- и диоксида углерода.

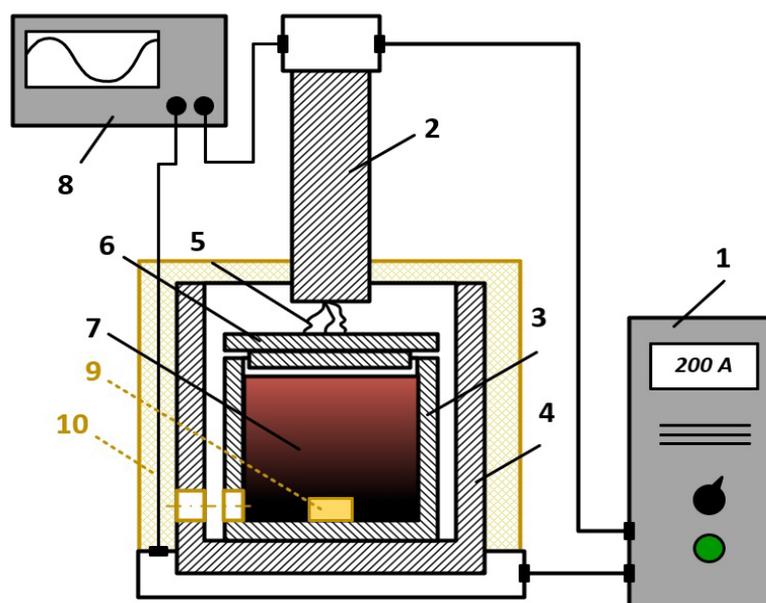
Ранее нами была показана принципиальная возможность получения порошка на основе карбида бора безвакуумным электродуговым методом [23]. Однако в составе синтезированного порошка наблюдалось существенное содержание примесной фазы графита. В связи с этим для повышения чистоты продукта в данной работе была выполнена модернизация безвакуумного элек-

тродугового реактора для синтеза порошка на основе карбида бора с доминированием фазы карбида бора в продукте.

## 1. Методика исследований

Экспериментальные исследования были проведены на оригинальном электродуговом реакторе постоянного тока совмещенного типа [24]. Модернизированная принципиальная схема устройства представлена на рис. 1. В качестве источника питания использовался сварочный трансформатор с максимальным током 220 А. В качестве электродов выступали – графитовый стержень (анод) диаметром 8 мм и длиной 100 мм, графитовый тигель (катод, внутренний тигель) диаметром 20 мм и высотой 20 мм. Для изоляции от внешней среды катод помещался в тигель большего размера диаметром 30 мм и высотой 40 мм (внешний тигель). На дно катода помещалась исходная смесь порошков бора и углерода, предварительно смешанная в шаровой мельнице, с подложками из графитовой бумаги на дне и стенках тигля. После этого малый тигель накрывался специальным углеродным экраном – крышкой, разделяющей зону инициирования дугового разряда и зону синтеза. Затем катод помещался во внешний тигель, центрирование внутреннего тигля в полости внешнего тигля осуществлялось с использованием вкладки из графитовой бумаги. Дуговой разряд инициировался между анодом и крышкой внутреннего тигля, как это показано на рис. 1. Время поддержания дугового разряда составило 60 с, сила тока на источнике питания составляла 220 А. После проведения эксперимента полученный порошок извлекался из внутреннего тигля, измельчался в агатовой ступке и затем анализировался различными методами.

Для измерения массы основных элементов использовались лабораторные весы марки «Ньютон ГЛС». В процессе эксперимента регистрировались осциллограммы тока и напряжения с помощью цифрового двухканального осциллографа марки Rigol 1052E, подключенного к электродуговому реактору.



**Рис. 1.** Упрощенная схема электродугового реактора:

1 – источник питания; 2 – графитовый анод; 3 – графитовый катод (внутренний тигель); 4 – внешний тигель; 5 – дуговой разряд; 6 – углеродный экран (крышка тигля); 7 – исходная смесь; 8 – осциллограф; 9 – вольфрам-рениевая термопара; 10 – теплоизоляция (газобетонный блок марки «Сибит»)

**Fig. 1.** Simplified scheme of the electric arc reactor:

1 – power supply; 2 – graphite anode; 3 – graphite cathode (small crucible); 4 – large crucible; 5 – arc discharge; 6 – carbon screen (crucible lid); 7 – initial mixture; 8 – oscilloscope; 9 – tungsten-rhenium thermocouple; 10 – thermal insulation (gas-concrete block “Sibit”)

Измерение температуры в полости внутреннего графитового тигля реализовано с использованием программного измерителя-регулятора ТРМ251 марки ОВЕН. Измерительным элементом в системе выступала вольфрам-рениевая термопара с возможностью измерения температур до 2800 °С. Для установки термопары в графитовых тиглях выполнены соосные отверстия, схема расположения термопары представлена на рис. 1. Регистрация показаний температуры с регулятора на компьютер реализована с помощью программного обеспечения «Конфигуратор ТРМ251».

Фазовый состав полученного порошка исследовался методом рентгеновской дифрактометрии на дифрактометре марки Shimadzu XRD-7000s (CuK- $\alpha$  излучение, длина волны 1,54060 Å).

## 2. Результаты и их обсуждение

Модернизация безвакуумного электродугового реактора для синтеза порошка

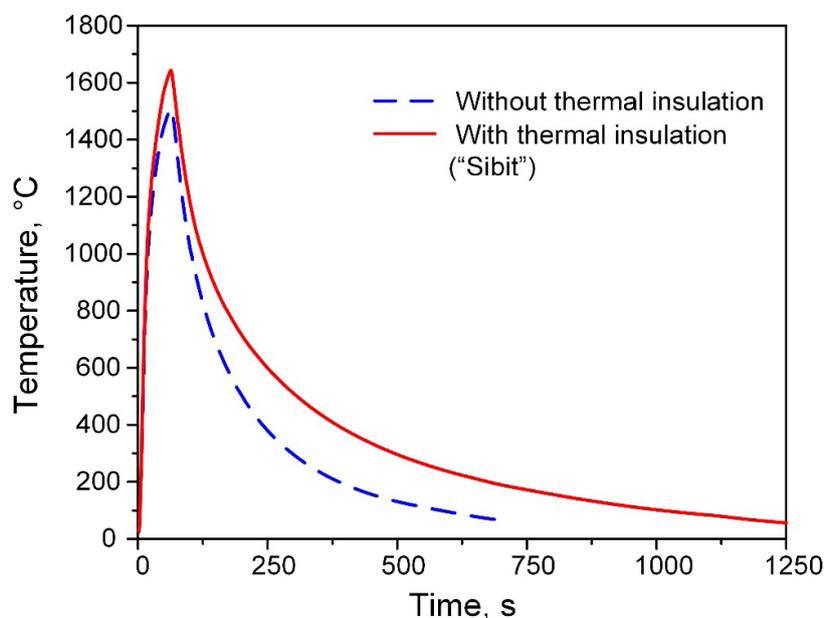
на основе карбида бора заключалась в изменении схемы устройства разрядного контура, а именно в использовании защитного углеродного экрана (крышка внутреннего тигля) для предотвращения попадания катодного депозита в продукт синтеза и, соответственно, повышения чистоты продукта, а также применении конструкции из двух тиглей для изоляции внутреннего тигля (катада) от внешней среды.

Для исследования возможности достижения температурных условий, необходимых для синтеза карбида бора, были проведены эксперименты с использованием вольфрам-рениевой термопары при применении модернизированной конструкции электродугового реактора. Данные эксперименты были проведены при пустом катоде, т.е. без использования исходной смеси. Вольфрам-рениевая термопара устанавливалась на дно внутреннего тигля-катада и подключалась к измерителю. Процесс измерения температур осуществлялся при максимально допусти-

мых параметрах работы реактора: сила тока, установленная на источнике питания, 200 А, время воздействия дугового разряда – 60 с. Зарегистрированная зависимость приведена на рис. 2. Также, для обеспечения равномерного распределения температурного поля и повышения теплоизоляции разрядного контура, графитовый тигель было решено изолировать от окружающей среды с помощью газобетонного блока марки «Сибит». Такое изменение конструкции разрядного контура позволило снизить потери массы внешнего графитового тигля в 2 раза (на ~0,23 г), а также повысить температуру в полости внутреннего графитового тигля с 1508 °С до 1642 °С при использовании графитового тигля без исходной смеси (рис. 2). Согласно диаграмме состояний бор-углерод, такой температуры достаточно для синтеза карбида бора.

По результатам эксперимента по получению порошка на основе карбида бора был проведен анализ массового баланса основных элементов системы. Расчетным путем определено, что масса анода уменьшается на ~55,86%. Причиной уменьшения массы анода является перенос частиц с анода на

крышку внутреннего тигля с образованием катодного депозита. Использование углеродного экрана позволило отделить зону осаждения катодного депозита от зоны синтеза. Часть массы электродов расходуется на создание специальных условий в виде воздушной среды, состоящей из смеси газов монооксида углерода СО и диоксида углерода СО<sub>2</sub>. Установлено, что в процессе эксперимента масса катода изменяется незначительно (менее 1%). Масса исходного порошка составила 0,50±0,03 г, масса синтезированного порошка – 0,47±0,03 г. Изменение в массе порошка до и после обработки электродуговой плазмой составило 5,6%, что, скорее всего, связано с тем, что бор может окислиться и/или частично испариться, углерод может вступать в реакцию с кислородом, формируя газы СО и СО<sub>2</sub>, поскольку синтез происходит в открытой системе и до момента достижения эффекта экранирования (несколько секунд) исходные реагенты контактируют с кислородом воздуха, находящимся в полости графитовых тиглей, в условиях высоких температур.



**Рис. 2.** Зависимости изменения температуры внутри внутреннего тигля от времени с помощью вольфрам-рениевой термопары с/без использования теплоизоляции разрядного контура

**Fig. 2.** Time dependences of temperature change inside an inner crucible using a tungsten-rhenium thermocouple with different discharge circuit designs

Как было отмечено ранее, в процессе синтеза вольтамперные характеристики регистрировались с помощью цифрового осциллографа (рис. 3). В начальный момент времени значение холостого хода равнялось 65 В. В момент инициирования дугового разряда напряжение дуги падает с 65 В до ~30 В, сила тока разрядного контура возрастает до ~200 А. Затем, после стабилизации разрядного промежутка их значения составляют ~32 В и ~180 А соответственно.

После окончания горения дугового разряда напряжение возрастает до исходного значения. Согласно полученным осциллограммам тока и напряжения подведенное количество энергии составило ~372 кДж. При этом за время синтеза (~60 с) средняя мощность равнялась ~6 кВт. Таким образом, расчетное количество удельной энергии, затрачиваемой на обработку 1 г исходной смеси безвакуумным электродуговым методом, составило ~ 740 кДж/г.

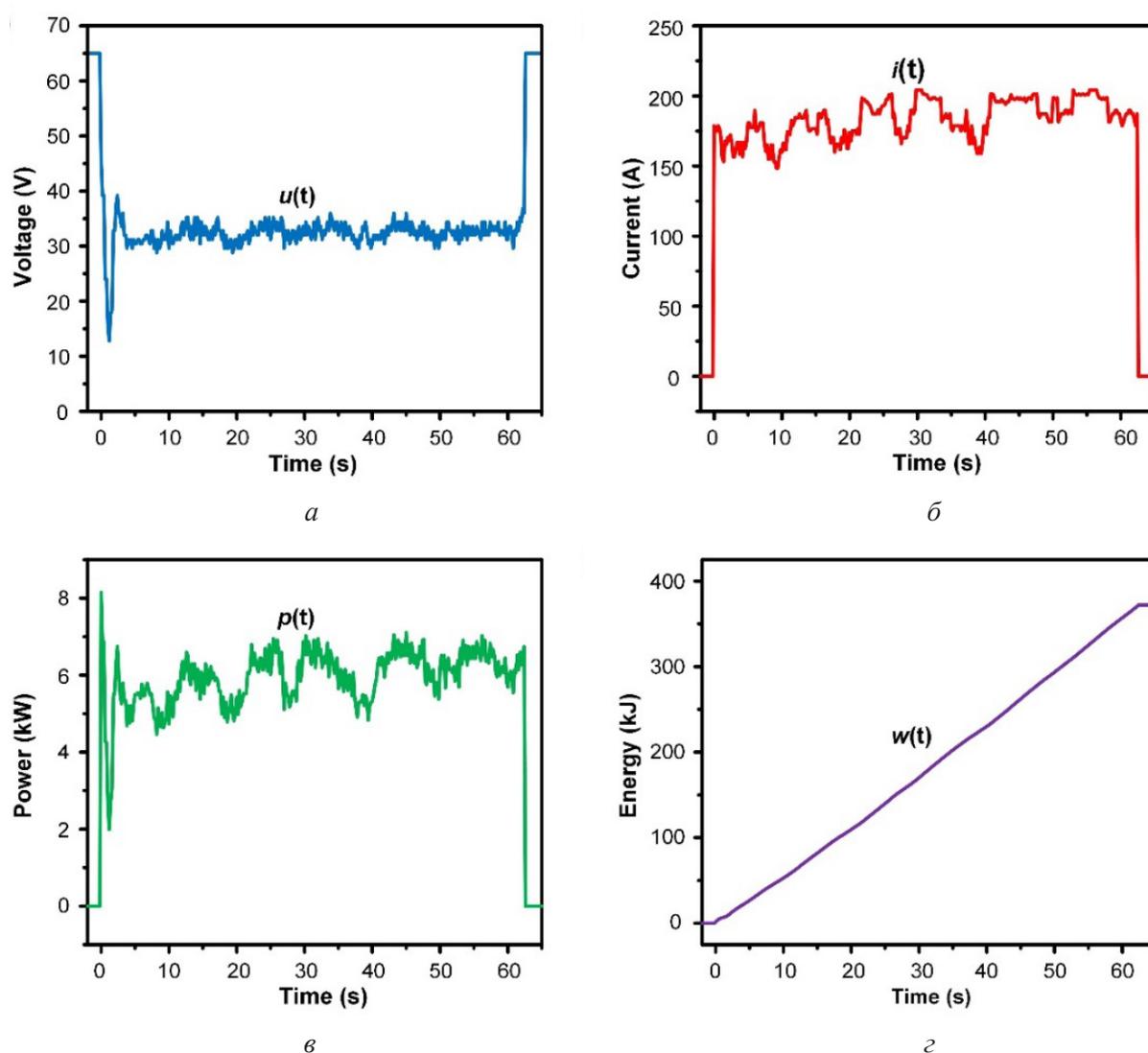
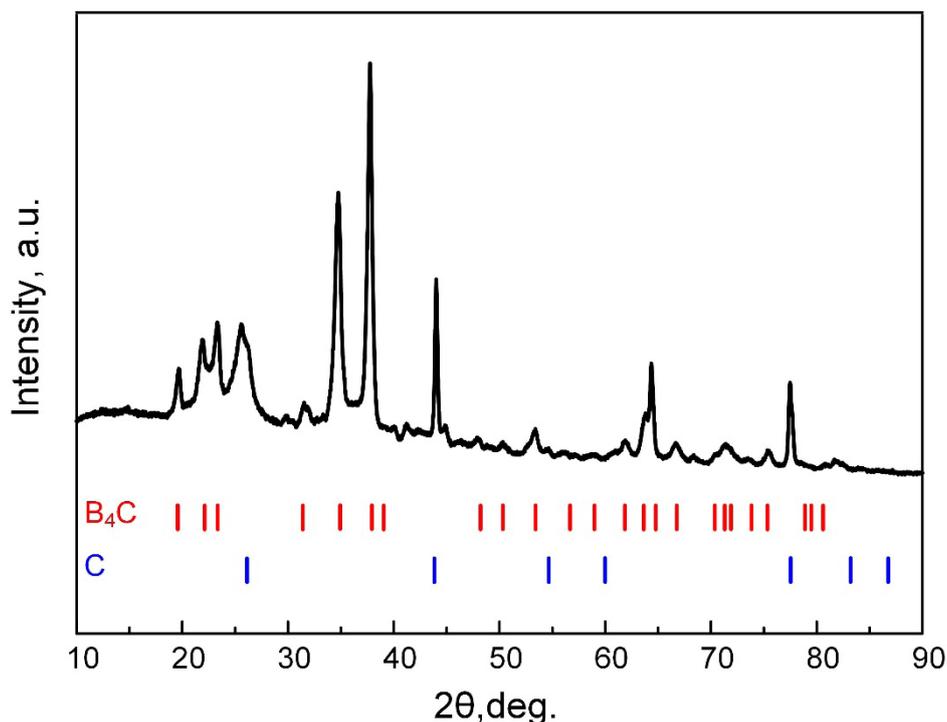


Рис. 3. Осциллограммы напряжения (а) и тока (б), зависимости мощности (в) и энергии (г) от времени

Fig. 3. Oscillograms of voltage (a), current (b), power (c) and energy (d) as a function of time



**Рис. 4.** Картина рентгеновской дифракции синтезированного порошка на основе карбида бора

**Fig. 4.** X-ray diffraction pattern of synthesized boron carbide powder

На рис. 4 показана картина рентгеновской дифракции продукта синтеза. Как видно, основной фазой в продукте является фаза карбида бора  $B_4C$ , которой принадлежит главный максимум, расположенный на  $2\theta \sim 37,7$  град., также наблюдается небольшое содержание исходной фазы графита, главный максимум которого расположен на  $2\theta \sim 26$  град. Отношение интенсивности главного максимума фазы графита к главному максимуму фазы карбида бора составляет  $I_C/I_{B_4C} = 0,285$  о.е., что в 12 раз меньше аналогичной величины, полученной авторами данной статьи в предыдущей работе  $I_C/I_{B_4C} = 3,617$  [23]. Таким образом, результаты рентгеновской дифрактометрии подтверждают увеличение чистоты порошка на основе карбида бора, полученного безвакуумным электродуговым методом при использовании модернизированной схемы разрядного контура электродугового реактора.

## Выводы

Таким образом, в работе был рассмотрен процесс получения порошка на основе карбида бора безвакуумным электродуговым методом с использованием модернизированного реактора. С помощью вольфрам-рениевой термопары были произведены измерения температуры реакционной зоны реактора. Определено, что в нижней точке зоны реакции температура достигает  $\sim 1640$  °С при замере с пустым катодом, с учетом погрешности и отсутствия исходной смеси в качестве проводящего слоя, реальные температуры в зоне синтеза могут достигать  $\sim 2000$  °С. На основе зарегистрированных осциллограмм были рассчитаны энергетические параметры системы. Установлено, что количество удельной энергии, затрачиваемой на обработку 1 г исходной смеси безвакуумным электродуговым методом, составляет  $\sim 740$  кДж/г. По результатам взвешивания основных элементов до и после проведения

экспериментов составлен массовый баланс системы. Рентгенофазовый анализ показал доминирование в составе продукта синтеза фазы карбида бора  $B_4C$ , что доказывает эффективность модернизированного устройства за счет установки углеродных экранов и, соответственно, разделения зоны иницирования дугового разряда и зоны синтеза.

### Благодарности / Acknowledgments

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSWW-2023-0011).*

*The work was supported by Ministry of Science and Higher Education of Russian Federation (project No. FSWW-2023-0011).*

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Subhash G, Awasthi A. P., Kunka C., Jannotti P., DeVries. M. In search of amorphization-resistant boron carbide // *Scripta Materialia*. 2016. V. 123. P. 158–162. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.06.012.
- Domnich V., Reynaud S., Haber R. A., Chhowalla M. Boron carbide: structure, properties, and stability under stress // *Journal of the American Ceramic Society*. 2011. V. 94, Iss. 11. P. 3605–3628. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2011.04865.x.
- Sarıyer D., Küçer R., Küçer N. Neutron shielding properties of concretes containing boron carbide and ferro-boron // *Procedia-Social and Behavioral Sciences*. 2015. V. 195. P. 1752–1756. DOI: 10.1016/j.sbspro.2015.06.320.
- Mirzayev M. N., Mammadov K. F., Garibov R. G., Askerov E. B. Thermophysical properties of boron carbide irradiated by ionizing radiation // *High Temperature*. 2018. V. 56. P. 374–377. DOI: 10.1134/S0018151X18030161.
- Awasthi A. P., Subhash G. High-pressure deformation and amorphization in boron carbide // *Journal of Applied Physics*. 2019. V. 125, Iss. 21. Article number 215901. DOI: 10.1063/1.5091795.
- Zhao S., Kad B., Remington B. A., LaSalvia J. C., Wehrenberg C. E., Behler K. D., Meyers M. A. Directional amorphization of boron carbide subjected to laser shock compression // *Proceedings of the National Academy of Sciences*. 2016. V. 113, Iss. 43. P. 12088–12093. DOI: 10.1073/pnas.1604613113.
- Chauhan A., Schaefer M. C., Haber R. A., Hemker K. J. Experimental observations of amorphization in stoichiometric and boron-rich boron carbide // *Acta Materialia*. 2019. V. 181. P. 207–215. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.09.052.
- Khan A. U., Etzold A. M., Yang X., Domnich V., Xie K. Y., Hwang C., Behler K. D., Chen M., An Q., LaSalvia J. C., Hemker K. J., Goddard III W. A., Haber R. A. Locating Si atoms in Si-doped boron carbide: A route to understand amorphization mitigation mechanism // *Acta Materialia*. 2018. V. 157. P. 106–113. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.021.
- Liang J., Liu P., Li Q., Li T., Yue L., Luo Y., Liu Q., Li N., Tang B., Alshehri A. A., Shakir I., Agboola P. O., Sun C., Sun X. Amorphous boron carbide on titanium dioxide nanobelt arrays for high-efficiency electrocatalytic NO reduction to NH<sub>3</sub> // *Angewandte Chemie International Edition*. 2022. V. 61, Iss. 18. DOI: 10.1002/anie.202202087.
- Jackson C., Smith G. T., Inwood D. W., Leach A. S., Whalley P. S., Callisti M., Polcar T., Russell A. E., Levecqueand P., Kramer D. Electronic metal-support interaction enhanced oxygen reduction activity and stability of boron carbide supported platinum // *Nature Communications*. 2017. V. 8, Iss. 1. Article number 15802. DOI: 10.1038/ncomms15802.
- Bai H., Xue C., Lyu J. L., Li J., Chen G. X., Yu J. H., Lin C. T., Lv D. J., Xiong L. M. Thermal conductivity and mechanical properties of flake graphite/copper composite with a boron carbide-boron nanolayer on graphite surface // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2018. V. 106. P. 42–51. DOI: 10.1016/j.compositesa.2017.11.019.
- Shirvanimoghaddam K., Khayyam H., Abdizadeh H., Akbari M. K., Pakseresht A. H., Ghasali E., Naebe M. Boron carbide reinforced aluminium matrix composite: Physical, mechanical characterization and mathematical modelling // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. V. 658. P. 135–149. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.114.
- Dey A., Pandey K. M. Magnesium metal matrix composites-a review // *Rev. Adv. Mater. Sci*. 2015. V. 42, No. 1. P. 58–67.
- Xie K. Y., Domnich V., Farbaniec L., Chen B., Kuwelkar K., Ma L., McCauley J. W., Haber R. A., Ramesh K. T., Chen M., Hemker K. J. Microstructural characterization of boron-rich boron carbide // *Acta Materialia*. 2017. V. 136. P. 202–214. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.06.063.
- Zhang W. A review of tribological properties for boron carbide ceramics // *Progress in Materials Science*. 2021. V. 116. Article number 100718. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100718.
- Shipway P. H., Hutchings I. M. The influence of particle properties on the erosive wear of sintered boron carbide // *Wear*. 1991. V. 149, Iss. 1–2. P. 85–98. DOI: 10.1016/0043-1648(91)90366-3.

17. Li P., Ma M., Wu Y., Zhang X., Chang Y., Zhuge Z., Sun L., Hu W., Yu D., Xu B., Zhao Z., Chen J., He J., Tian Y. Preparation of dense B<sub>4</sub>C ceramics by spark plasma sintering of high-purity nanoparticles // *Journal of the European Ceramic Society*. 2021. V. 41, Iss. 7. P. 3929–3936. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2021.02.036.
18. Farzaneh F., Golestanifard F., Sheikholeslami M. Sh., Nourbakhsh A. A. New route for preparing nanosized boron carbide powder via magnesiothermic reduction using mesoporous carbon // *Ceramics International*. 2015. V. 41, Iss. 10. Part A. P. 13658–13662. DOI: 10.1016/j.ceramint.2015.07.163.
19. Wang J., Long F., Wang W., Mo S., Zou Z., Fu Z. Reaction coupling preparation of high sintering activity boron carbide nano-powders // *Ceramics International*. 2016. V. 42, Iss. 6. P. 6969–6977. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.01.083.
20. Pak A. Y., Grinchuk P. S., Gumovskaya A. A., Vassilyeva Y. Z. Synthesis of transition metal carbides and high-entropy carbide TiZrNbHfTaC<sub>5</sub> in self-shielding DC arc discharge plasma // *Ceramics International*. 2022. V. 48, Iss. 3. P. 3818–3825. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.10.165.
21. Vassilyeva Yu. Z., Pak A. Y. Synthesis of molybdenum carbide in self-shielding electric arc plasma // St. Petersburg Polytechnic University. *Journal of Engineering Sciences and Technology*. 2021. V. 27, Iss. 2. Article number 62. DOI: 10.18721/JEST.27205.
22. Pak A. Ya., Rybkovskiy D. V., Vassilyeva Y. Z., Kolobova E. N., Filimonenko A. V., Kvashnin A. G. Efficient synthesis of WB<sub>5-x</sub>-WB<sub>2</sub> powders with selectivity for WB<sub>5-x</sub> content // *Inorganic Chemistry*. 2022. V. 61, Iss. 18. P. 6773–6784. DOI: 10.1021/acs.inorgchem.1c03880.
23. Martynov R. S., Pak A. Ya., Mamontov G. Ya. Synthesis of submicron boron carbide by the non-vacuum method with indirect supply of the thermal energy of a DC arc discharge // *Nanobiotechnology Reports*. 2022. V. 17, Iss. 3. P. 306–312. DOI: 10.1134/S2635167622030107.
24. Pak A. Y., Korchagina A. P., Gumovskaya A. A., Yankovsky S. A., Arysheva G. V., Kolobova E. N., Bolatova Zh. Energy-efficient direct current arc plasma synthesis of tantalum carbide powder by advanced vacuum-free method // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2023. V. 112. Article number 106131. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2023.106131.