

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

УДК 536.46:534.29+669.719

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-3-275-285>

Поступила в редакцию 16.07.2019

Received 16.07.2019

**В. В. Клубович<sup>1,2</sup>, М. М. Кулак<sup>3</sup>, В. Г. Самолетов<sup>3</sup>, Б. Б. Хина<sup>2,4</sup>**<sup>1</sup>*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,*<sup>2</sup>*Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь,*<sup>3</sup>*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь,*<sup>4</sup>*Белорусская государственная академия авиации, Минск, Беларусь*

## ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ СВС-ЛИТЬЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ

**Аннотация.** Работа посвящена проблеме получения твердых износостойких материалов методом СВС-литья с применением центробежных сил. Разработано устройство для центробежного СВС-литья и составы исходной реакционной шихты на основе железа. Создана и реализована на практике технология получения покрытий, материалов и конечных изделий с неоднородным распределением упрочняющих частиц по объему образца. Исследована микроструктура и фазовый состав синтезированного материала с неоднородным распределением упрочняющих частиц. В синтезированном материале реализован принцип Шарпи: в относительно мягкой основе распределены твердые дисперсные частицы карбидов, что обеспечивает высокую износостойкость.

Методом СВС-литья были изготовлены заготовки для измерительных калибров типа «пробка», которые успешно прошли производственные испытания на ОАО «ВИЗАС». Испытания показали, что твердость всех синтезированных образцов находится в интервале 63–68 HRC; количество измерений на 1 мкм износа на диаметре 15 мм составляет 2500–2700. Таким образом, использование разработанного метода позволило существенно (в 1,5–2 раза) повысить срок службы измерительного инструмента.

**Ключевые слова:** самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), центробежные силы, структура, износостойкость

**Для цитирования:** Получение износостойких материалов методом СВС-литья с применением центробежных сил / В. В. Клубович [и др.] // Вест. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, №3. – С. 275–285. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-3-275-285>

**V. V. Klubovich<sup>1,2</sup>, M. M. Kulak<sup>3</sup>, V. G. Samolyotov<sup>3</sup>, B. B. Khina<sup>2,4</sup>**<sup>1</sup>*Belorussian National Technical University, Minsk, Belarus*<sup>2</sup>*Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*<sup>3</sup>*Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus*<sup>4</sup>*Belarusian State Academy of Aviation, Minsk, Belarus*

## PRODUCING WEAR-RESISTANT MATERIALS BY SHS-CASTING WITH APPLICATION OF CENTRIFUGAL FORCES

**Abstract.** The paper is devoted to the problem of producing hard, wear-resistant materials by SHS-casting using centrifugal forces. We have developed a device for centrifugal SHS casting and initial compositions of the reactive iron-base charge. A technology for producing coatings, materials and final products with a non-uniform distribution of strengthening particles over the specimen volume has been developed and tested in industrial conditions.

The microstructure and phase composition of the synthesized material with a non-uniform distribution of reinforcing particles is studied. The synthesized material implements the Charpy principle: dispersed hard carbide particles are distributed in a relatively soft matrix, which ensures high wear resistance.

By means of SHS casting, billets were obtained for producing a measurement instrument, namely a plug-type gauge, which successfully passed industrial tests at OJSC “VIZAS”. The tests shown that the hardness of all synthesized samples was in the range from 63 to 68 HRC and the number of measurements per 1 micron of wear on a diameter of 15 mm was 2500 to 2700. Hence, the developed method made it possible to significantly increase the service life of the measuring tool: by a factor of 1.5 to 2.

**Keywords:** self-propagating high-temperature synthesis (SHS), centrifugal forces, structure, wear resistance

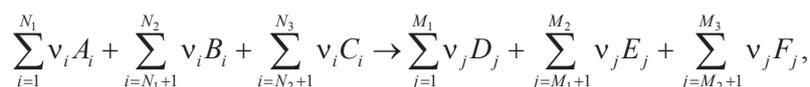
**For citation:** Klubovich V. V., Kulak M. M., Samolyotov V. G., Khina B. B. Producing wear-resistant materials by SHS-casting with the application of centrifugal forces. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 3, pp. 275–285 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-3-275-285>

**Введение.** Возрастающим комплексным интенсивным нагрузкам на поверхности узлов и механизмов современного машиностроения наиболее полно могут противостоять новые материалы с уникальными физико-механическими свойствами. Перспективным направлением, позволяющим достаточно просто синтезировать новые материалы, является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [Явление волновой локализации автотормозящихся твердофазных реакций: диплом №287 СССР на открытие / А. Г. Мержанов, И. П. Боровинская, В. М. Шкиро; дата публ.: 30.08.1984], суть которого заключается в проведении процесса синтеза в режиме горения за счет экзотермического взаимодействия компонентов без применения значительного внешнего нагрева.

СВС как метод получения материалов был предложен в то время, когда одним из главных требований к материалам была их однородность. На начальном этапе исследований СВС-процессов обеспечению однородности продукта придавалось большое значение. Однако в последнее время возникли более интересные задачи с прямо противоположной целью – не бороться с неоднородностью, а наоборот, использовать ее, получая неоднородные продукты с заданной структурой неоднородности [1].

Наиболее простым и перспективным способом получения материалов с неоднородным распределением упрочняющих частиц является метод СВС с восстановительной стадией и применением массовых сил. В этом случае происходит горение с образованием высокотемпературных расплавов. Этот способ получил название СВС-металлургия.

Химическую схему превращения исходных порошков в СВС-металлургии можно представить в виде



где  $A_i$  – оксиды ( $WO_3$ ,  $MoO_3$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $CrO_3$ ,  $V_2O_5$ ,  $NiO$ ,  $Fe_2O_3$ ,  $B_2O_3$ ,  $SiO_2$  и др.);  $B_i$  – элемент-восстановитель (C, Al, Mg, Ti, Zr и др.);  $C_i$  – элементы или вещества, вводимые в шихту для получения дополнительных упрочняющих фаз в целевом продукте (например, B, Si,  $N_2$ ,  $O_2$  и т.д.);  $D_j$  – образующиеся твердые, тугоплавкие и жаростойкие фазы, такие как WC,  $Mo_2C$ ,  $Cr_3C_2$ ,  $VB_2$ ,  $MoSi_2$ ,  $V_3N$ ,  $Ni_3Al$  и пр.;  $E_j$  – оксиды, формирующиеся в результате экзотермического взаимодействия ( $Al_2O_3$ , MgO,  $ZrO_2$ ,  $TiO_2$  и др.);  $F_j$  – восстановленные металлы (Fe, Ni и др.), играющие роль матрицы;  $\nu_i$  и  $\nu_j$  – стехиометрические коэффициенты.

Поскольку в СВС-системах с восстановительной стадией в волне горения имеется жидкая фаза, в которой протекают основные реакции, то воздействие центробежной силы может оказывать влияние на кинетику и механизм реакций синтеза. В процессах СВС-металлургии такое воздействие приводит к перераспределению химических элементов и фаз в объеме образца [2–4], что позволяет получать литые функционально-градиентные материалы и покрытия. Используя жидкофазное состояние продуктов синтеза после прохождения волны горения при проведении процесса СВС с восстановительной стадией, можно получать литые защитные покрытия, изделия из твердых, жаростойких материалов, слитки тугоплавких и других материалов.

Соединение стали с карбидами тугоплавких материалов приводит к созданию нового класса материалов – карбидосталей. Сплавы карбид титана – сталь по своим свойствам являются промежуточными между инструментальными сталями и твердыми сплавами. Сталь при изготовлении изделий сложной формы позволяет термически и механически обрабатывать их, а карбиды титана и хрома обеспечивают высокую износостойкость. Такие сплавы используют для изготовления измерительных инструментов – калибров типа «пробка». Получение таких сплавов методом СВС изучено недостаточно. Поэтому исследование поведения многокомпонентных составов в процессе синтеза с восстановительной стадией имеет не только научное значение, но и служит развитию материаловедения, физической химии горения и химической кинетики.

Распределение по высоте дисперсных упрочняющих фаз с плотностью, отличающейся от металлической основы, в поле центробежных сил является результатом уравнивания двух встречных потоков частиц. Прямой поток – перемещение частиц под действием силы Архимеда и центробежной силы. Обратный поток – перемещение частиц в результате диффузии. Равновесное состояние в такой системе описывается распределением Больцмана

$$n = n_0 \exp\left(-\frac{W}{kT}\right), \quad (1)$$

где  $W$  – потенциальная энергия частицы, равная работе переноса частицы массой  $m$  из точки  $r$  в точку  $r_0$ :

$$W = -\int_{r_0}^r F dr = -\int_{r_0}^r (ma - V_k \rho_0 a) dr = -\int_{r_0}^r (\rho - \rho_0) V_k w^2 r dr = \frac{1}{2} V_k w^2 (\rho - \rho_0) (r_0^2 - r^2). \quad (2)$$

Здесь  $a = w^2 r$  – центробежное ускорение,  $r$  – расстояние от оси вращения центрифуги до заданной точки,  $r_0$  – расстояние от оси вращения до дна литейной формы,  $V_k$  – объем частицы карбида с плотностью  $\rho$ ,  $\rho_0$  – плотность расплава. Тогда

$$n = n_0 \exp\left[-\frac{V_k w^2 (\rho - \rho_0) (r_0^2 - r^2)}{2kT}\right]. \quad (3)$$

Множитель  $n_0$  является нормировочным и находится из условия

$$\int_v n dV = \bar{n} V = N, \quad (4)$$

где  $V$  – объем слитка,  $\bar{n}$  – средняя концентрация частиц в объеме слитка,  $N$  – общее число частиц карбида в слитке.

Таким образом, равновесное распределение концентрации частиц по высоте слитка подчиняется экспоненциальному закону. Причем более плотные карбиды ( $\rho > \rho_0$ ) концентрируются у дна слитка, а менее плотные ( $\rho < \rho_0$ ) – у поверхности.

Из выражения (3) следует также, что распределение карбидов сильно зависит от размера карбидных частиц ( $V_k \approx R_k^3$ ,  $R_k$  – усредненный радиус частицы) и от угловой скорости вращения ротора центрифуги  $w$ .

В реальных СВС-процессах равновесное состояние достигается редко. Для оценки степени равновесности фактического состояния удобно использовать величину  $\omega^{-1}$ , как это сделано в работе [5]:

$$\omega^{-1} = \frac{t_{rel}}{t_{ph}}. \quad (5)$$

Здесь величина  $t_{rel}$  характеризует скорость охлаждения (кристаллизации) слитка:

$$t_{rel} \approx \frac{d^2}{\chi}, \quad (6)$$

где  $d$  – диаметр слитка,  $\chi$  – температуропроводность расплава. Величина  $t_{ph}$  характеризует скорость процесса фазоразделения:

$$t_{ph} = \frac{\nu}{R_k^2} \left( \frac{\rho_0}{|\Delta\rho|} \right) \frac{L}{a}, \quad (7)$$

где  $\nu$  – кинематическая вязкость расплава,  $\Delta\rho = (\rho - \rho_0)$  – разность плотностей карбида и расплава,  $L$  – высота слитка. Подставляя (5) и (6) в выражение (7), получаем

$$\omega^{-1} = \frac{d^2 R_k^2 |\Delta\rho| a}{\chi L \nu \rho_0}. \quad (8)$$

В работе [5] показано, что при  $\omega^{-1} \geq 2$  градиент концентрации упрочняющих частиц достигает максимального значения для данных условий и может быть вычислен по формуле (3), при  $\omega^{-1} \leq 0,8$  разделение фаз еще не началось и распределение их можно считать равномерным. Таким образом, распределением частиц карбидной фазы по высоте слитка можно управлять, подбирая факторы внешнего воздействия (частоту вращения  $w$ , размеры слитка  $L$ ,  $d$ ) и состав реагентов (изменяя  $\Delta\rho$ ,  $\rho_0$ ,  $\nu$  и температуру горения  $T$ ).

В связи с этим исследования по изучению влияния центробежной перегрузки на распределение тугоплавких упрочняющих частиц в объеме расплава, разработке составов исходной шихты, получение изделий из материалов с высокой износостойкостью и неоднородным распределением упрочняющих частиц представляют научный и практический интерес.

**Материалы и методика эксперимента.** В экспериментах использовали химически чистые полидисперсные порошки оксидов  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{NiO}$  с размером частиц менее 10 мкм и  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  с размером частиц 20–50 мкм. Алюминий вводили в систему в виде порошка или пудры. В большинстве опытов использовали полидисперсный порошок алюминия с размером частиц менее 10 мкм. В качестве углерода применяли графит с размером частиц от 40 до 600 мкм. Исследование микроструктуры материалов проводили с использованием оптического микроскопа МИКРО-200. Фазовый состав образцов исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3. Количественное содержание фаз определяли по относительным интенсивностям их характеристических линий. Чувствительность метода снижается для фаз малых размеров, содержащих легкие элементы (С, N, В) [6].

Морфологию поверхности образцов изучали на растровом электронном микроскопе высокого разрешения Miра (производитель – Tescan, Чехия). Элементный состав определяли на растровом электронном микроскопе CamScan 4 с энергодисперсионным микрорентгеноспектральным анализатором (МРСА) INCA 350 (производитель – Oxford Instruments, Великобритания). Микротвердость образцов измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,2 кг.

Синтез проводили на воздухе в лабораторной установке центробежного литья (рис. 1) (Устройство для центробежного литья изделий и наплавки покрытий: полезная модель 2889 Республика Беларусь: МПК В 22D 13/00, 19/00 / В.В. Клубович, М.М. Кулак, В.Г. Самолетов; дата публ.: 30.06.2006). Инициирование процесса горения осуществляли при достижении стационарной скорости вращения центрифуги, путем подачи через скользящие контакты напряжения на поджигающую спираль из нихрома. Отверстие в дне реактора, который представляет собой графитовый стакан, закрывали железной пластинкой-диафрагмой толщиной 0,2–0,3 мм.

В подвесной стакан устанавливали последовательно литейную форму и реактор. Стакан подвешивали на поворотный рычаг и на нем закрепляли панель поджига, клеммы которой соединены проводами с трансформатором через скользящие контакты. Центрифугу приводили во вращение электродвигателем. Когда частота вращения центрифуги достигала заданного значения, на поджигающую спираль подавали питающее напряжение. Химическая реакция в шихте приводила к появлению расплавленных фаз – оксидной и металлической. Процесс горения, распространяясь по объему шихты, достигал дна реактора, диафрагма проплавлялась, и расплав перетекал в литейную форму. После завершения процесса кристаллизации расплава центрифугу останавливали, и отлитую деталь извлекали из литейной формы. Для получения наплавленных покрытий расплав выливали на стальную подложку. Синтез проводили на воздухе с применением центробежной перегрузки  $n = 400$ .

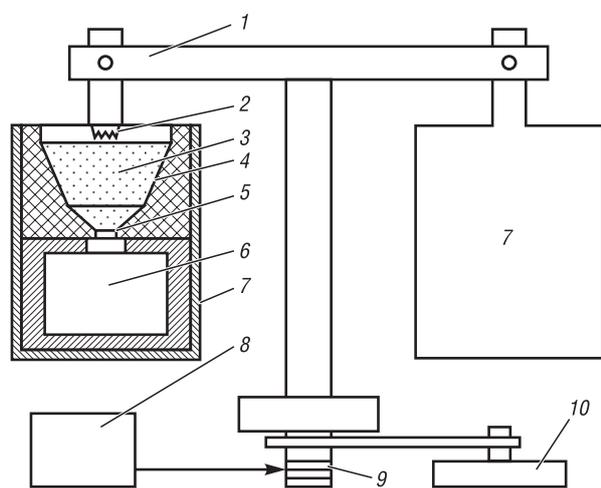


Рис. 1. Лабораторный комплекс центробежного литья: 1 – поворотный рычаг центрифуги, 2 – поджигающая спираль, 3 – шихта, 4 – реактор, 5 – пластина-диафрагма, 6 – литейная форма, 7 – подвесные стаканы, 8 – панель управления, 9 – скользящие контакты, 10 – электродвигатель

Fig. 1. Laboratory complex for centrifugal casting: 1 – rotary lever of the centrifuge, 2 – an igniting spiral, 3 – charge, 4 – reactor, 5 – membrane plate, 6 – mold, 7 – hanging carriages, 8 – control panel, 9 – sliding contacts, 10 – electric motor

Когда частота вращения центрифуги достигала заданного значения, на поджигающую спираль подавали питающее напряжение. Химическая реакция в шихте приводила к появлению расплавленных фаз – оксидной и металлической. Процесс горения, распространяясь по объему шихты, достигал дна реактора, диафрагма проплавлялась, и расплав перетекал в литейную форму. После завершения процесса кристаллизации расплава центрифугу останавливали, и отлитую деталь извлекали из литейной формы. Для получения наплавленных покрытий расплав выливали на стальную подложку. Синтез проводили на воздухе с применением центробежной перегрузки  $n = 400$ .

Для металлографических исследований образцы распиливали по плоскости, параллельной оси цилиндра и проходящей через его центр. Синтезированные образцы испытывали на износостойкость в двух вариантах на лабораторной установке торцевого шлифования по

методике [7]. В первом варианте стойкость исследуемого образца сравнивали со стойкостью эталонного образца. Установка позволяла изменять величину нагрузки и измерять путь трения, пройденный образцом. При сравнительных испытаниях образца на износ использовали шлифовальные шкурки зернистостью 100 и 500 мкм соответственно. Нагрузка составляла  $6,6 \cdot 10^4$  Па, образец совершал около 100 циклов возвратно-поступательного движения в минуту, при этом за один цикл образец проходил путь 28 см. После прохождения одинакового числа циклов исследуемый образец и эталонный взвешивали.

В качестве объекта исследования были выбраны сплавы на основе железа с содержанием углерода более 1 %, хрома более 12 % и никеля более 4 %; такое содержание легирующих элементов обеспечивает получение при комнатной температуре аустенитной матрицы, которая под действием пластической деформации способна упрочняться за счет наклепа или мартенситного превращения. В табл. 1 приведены составы и геометрические размеры синтезированных образцов.

**Результаты и их обсуждение.** Первоначально была исследована на оптическом микроскопе микроструктура образца исходного состава №3 в литом состоянии, после закалки и изотермического отжига при 973 К (для выявления карбидов). В исследованных образцах в литом состоянии (рис. 2) обнаружена как низкотемпературная фаза  $\alpha$ -Fe, так и высокотемпературная фаза  $\gamma$ -Fe, причем  $\alpha$ -фаза присутствует в виде перлита.

Методом гомологических пар [8] установили, что содержание аустенита ( $\gamma$ -фазы) в образцах в литом состоянии равно 68 %, в закаленном состоянии имеется только  $\gamma$ -фаза, а после отпуска –  $\alpha$ -фаза и слабо заметные линии карбида хрома. На рис. 3 показана часть спектра от  $54^\circ$  до  $56,4^\circ$  в увеличенном масштабе по вертикали.

Линий карбида титана обнаружить не удалось даже при съемке по точкам с большой экспозицией, что можно объяснить малым размером кристаллитов.

На микрофотографиях поверхности сечения образца после полировки (рис. 4) видны зернистые образования с металлическим блеском размером менее 5 мкм, выступающие над полированной поверхностью. Предположительно, это кристаллиты твердых карбидов, которые при абразивной обработке подверглись меньшему износу, чем матрица, что подтверждается анализом поверхности в отраженных электронах.

Анализ изображений группы более темных зерен в отраженных электронах (рис. 5) и тех же зерен в характеристическом излучении  $TiK\alpha$  (светлые участки) показал, что в области этих зерен концентрация титана значительно выше, чем в матрице сплава, то есть это кристаллиты карбида титана TiC.

**Влияние центробежной силы на распределение упрочняющих твердых фаз в матрице композиционного материала.** В синтезированных образцах определяли концентрации следующих элементов методом МРСА: Al, Ti, Cr, Fe, Ni, W. Несмотря на то что бор и углерод могут регистрироваться анализатором, их концентрации не определяли, так как эти данные имеют большую ошибку из-за сложностей анализа легких элементов. По этой причине по концентрациям титана и вольфрама судили о концентрациях их карбидов и боридов, так как они являются сильными карбидо- и боридообразующими элементами. Анализ концентрационных кривых распределения элементов показал, что определение химического состава сплава в случайно выбранных точках дает большой разброс концентраций, что свидетельствует о присутствии в сплаве частиц с высокой концентрацией титана – до 80 %, как в карбиде титана.

Т а б л и ц а 1. Состав и размеры исследованных образцов

Table 1. The composition and size of the investigated samples

№ образца	Состав легирующих элементов, мас.% (ост. Fe)				Размер, мм			
	C	Cr	Ni	Ti	D	d	h <sub>1</sub>	h <sub>2</sub>
1	5	12	5	8	14	–	40	–
2	5	12	5	8	28	–	9	7
3	3	18	10	3	28	–	9	–
4	3	12	5	5(TiB <sub>2</sub> )	28	–	8	–
5	3	18	10	3,5(TiC)	30	9	8	–

Примечание: D – наружный диаметр, d – внутренний диаметр (при литье кольцевых изделий), h<sub>1</sub> – толщина слитка или наплавки, h<sub>2</sub> – толщина подложки. В качестве металла восстановителя использовали алюминий.

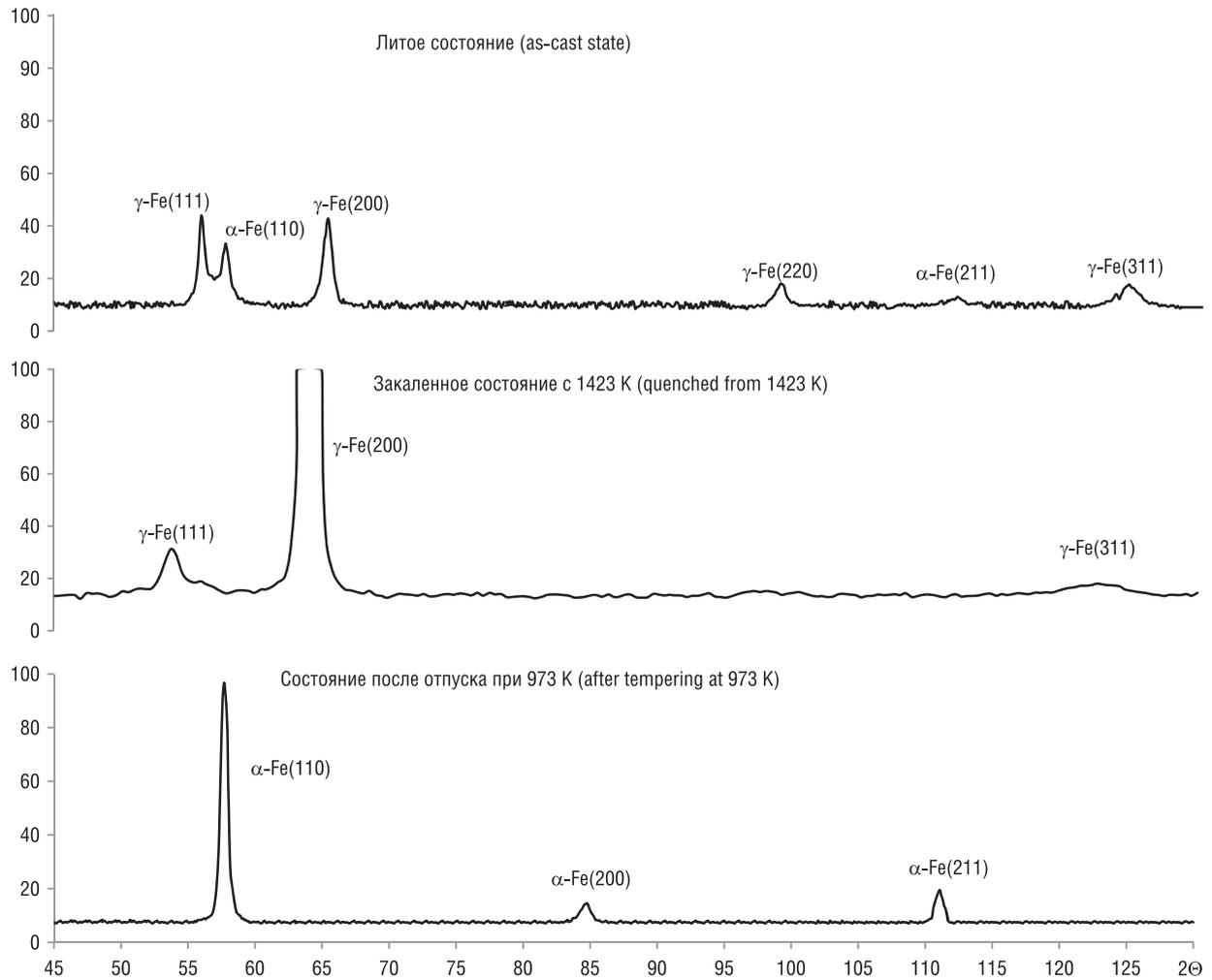


Рис. 2. Рентгенограммы образца №3 в литом состоянии и после термообработки  
 Fig. 2. X-ray diffraction patterns of sample No. 3 in the as-cast state and after heat treatment

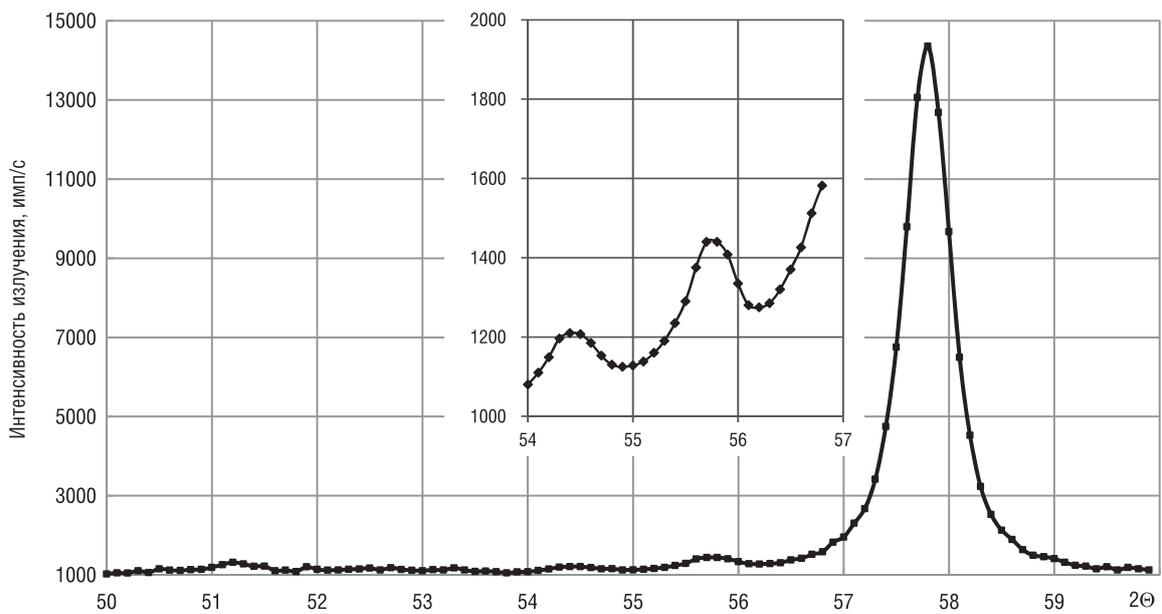


Рис. 3. Фрагмент рентгенограммы образца №3 в состоянии после отпуска  
 Fig. 3. Fragment of X-ray diffraction pattern for sample No. 3 in a state after tempering

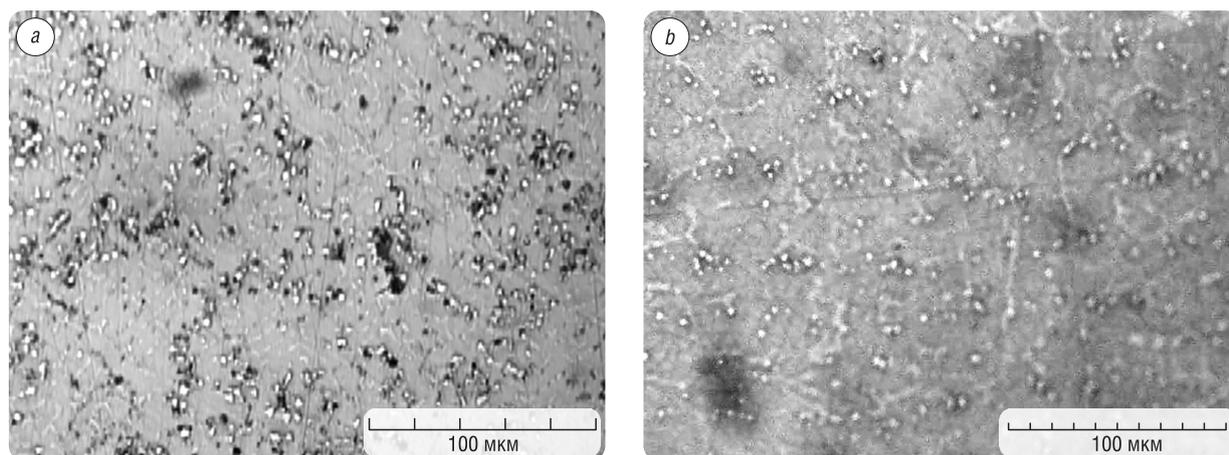


Рис. 4. Микроструктура образца №3 в литом состоянии после полировки: *a* – 2 мм от поверхности слитка, *b* – 5 мм от поверхности слитка

Fig. 4. The microstructure of sample No. 3 in the as-cast state after polishing: *a* – 2 mm from the surface of the ingot, *b* – 5 mm from the surface of the ingot

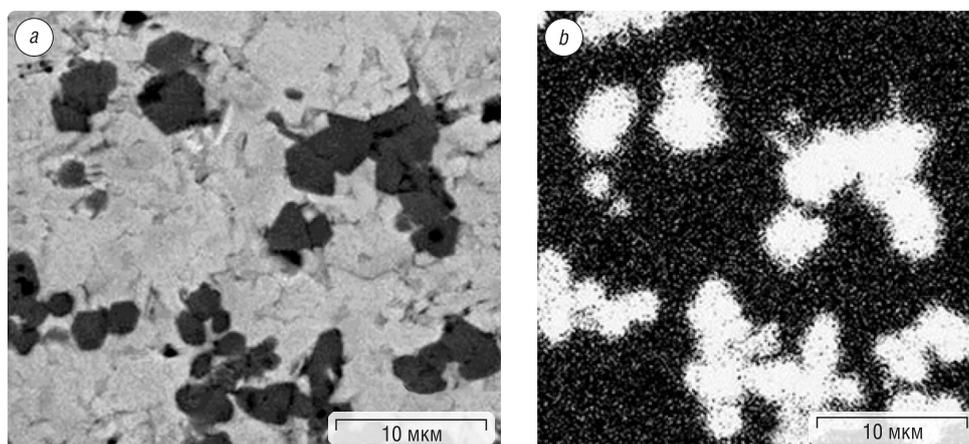


Рис. 5. Распределение частиц карбида титана в матрице сплава: *a* – электронное изображение, *b* – изображение в характеристическом излучении  $TiK\alpha$

Fig. 5. Distribution of titanium carbide particles in the alloy matrix: *a* – image in reflected electrons, *b* – image in characteristic  $TiK\alpha$  radiation

Это не позволяет судить об усредненном распределении элементов в более крупных зонах: верх, середина и дно слитка. Причину такого разброса можно объяснить и неоднородностью фазового состава сплава, и влиянием топографии поверхности образца. Поэтому при повторном исследовании анализировали состав сплава при сканировании участков поверхности образца размером около  $300 \times 300$  мкм, с усреднением по участку. Усредненные кривые по указанным участкам имеют более плавный характер и отражают распределение средней концентрации элементов по высоте образца.

На рис. 6 показано распределение элементов по высоте синтезированного образца №2 (наплавка). На рисунке по вертикали отложена концентрация элементов в весовых процентах ( $C$ ), а по горизонтали – глубина залегания соответствующего микрообъема слитка ( $L$ ). Все легирующие элементы, кроме титана, распределены приблизительно равномерно (рис. 5). Концентрация титана (карбида титана) в области от 1 до 5 мм в 10–15 раз выше, чем в области от 6 до 9 мм. В то же время концентрация железа минимальна там, где концентрация титана максимальна, и наоборот. То есть на поверхности происходит замещение тяжелой фазы (железа) на легкую (карбид титана). Глубже 10 мм состав соответствовал исходной подложке из стали ВСт3, то есть практически чистому железу.

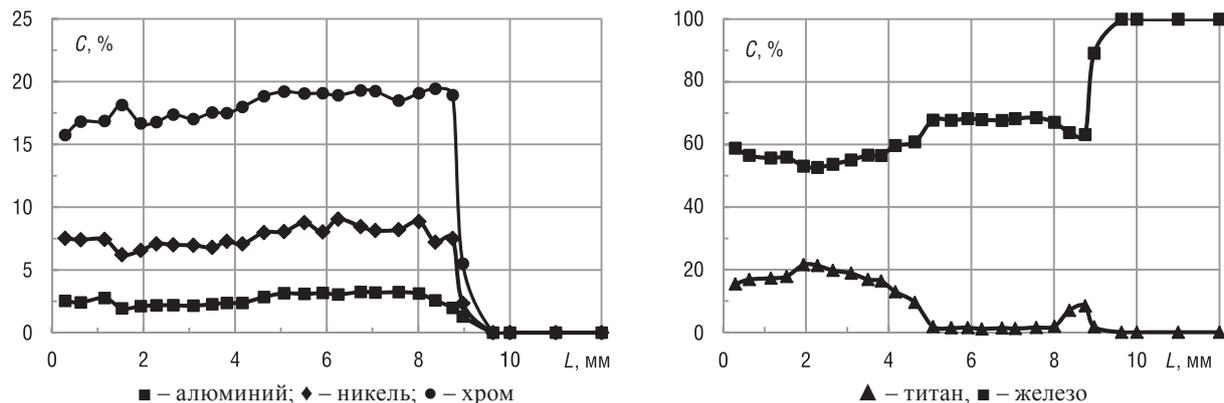


Рис. 6. Результаты микрорентгеноспектрального анализа поперечного сечения образца с наплавленным слоем состава 18 % Cr–10 % Ni–10 % Ti–5 % C–Fe (остальное) (образец № 2) на стали ВСт3

Fig. 6. The results of electron probe microanalysis (EPMA) of the cross section of a sample with a layer of composition 18 % Cr–10 % Ni–10 % Ti–5 % C–Fe (balance) (sample No. 2) deposited on steel VSt3

С целью формирования градиента распределения керамических частиц (оксид алюминия) в системе оксид алюминия – сплав железо-хром-никель-углерод варьировали параметры СВС-процесса (массу исходной шихты, размер литейной формы, толщину металлической основы), изменяя тем самым «время жизни» расплавленного продукта. Это позволило получить материал с прочной металлической матрицей и еще более прочными упрочняющими дисперсными частицами оксидов.

Методом МРСА получено распределение железа, никеля, алюминия и титана по высоте слитка (рис. 7) (образец № 1). О концентрации оксидной фазы судили по сигналу от атомов Al. В поверхностной зоне глубиной 10 мм концентрация  $Al_2O_3$  изменяется от 80 до 4–5 %. Разработанная методика позволяет синтезировать градиентные материалы с различными составами матрицы и упрочняющих частиц.

**Исследование механических свойств и износостойкости материалов.** Результаты исследования микротвердости образца № 2 (см. табл. 1), представляющего собой наплавку покрытия системы Fe–Cr–Ni–Ti–C на подложку из стали Ст3, показаны на рис. 8. По размерам отпечатков видно, что твердость наплавленного слоя в 2–3 раза выше твердости основы.

Образцы испытывали на износостойкость в двух вариантах на лабораторной установке торцевого шлифования. В первом варианте стойкость исследуемого образца сравнивали со стой-

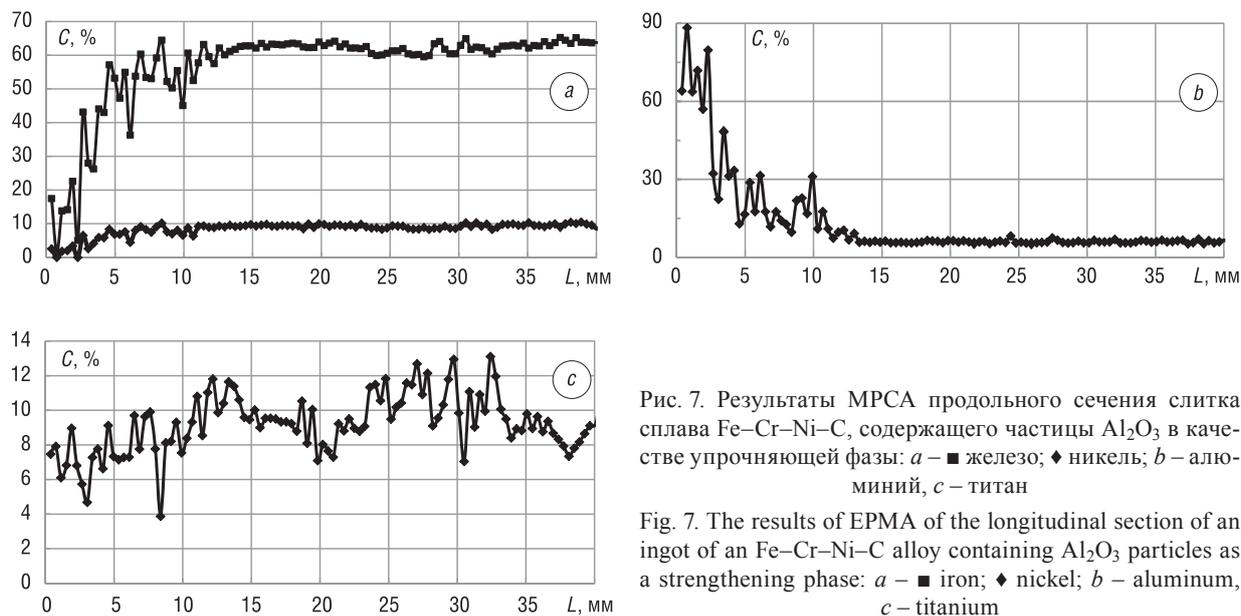


Рис. 7. Результаты МРСА продольного сечения слитка сплава Fe–Cr–Ni–C, содержащего частицы  $Al_2O_3$  в качестве упрочняющей фазы: а – ■ железо; ♦ никель; б – алюминий, с – титан

Fig. 7. The results of EPMA of the longitudinal section of an ingot of an Fe–Cr–Ni–C alloy containing  $Al_2O_3$  particles as a strengthening phase: а – ■ iron; ♦ nickel; б – aluminum, с – titanium

костью эталонного образца. Установка позволяла изменять величину нагрузки и измерять путь трения, пройденный образцом.

В случае сравнительного испытания образца состава [(Fe–12Cr–5Ni)–(Ti–C)] на износ использовали шлифовальные шкурки марок 14A10HC234 и 14A50HM1223 зернистостью 100 и 500 мкм соответственно. По результатам испытаний рассчитывали относительный коэффициент износостойкости по формуле [7]

$$K = \frac{\rho_{обр} \cdot \Delta m_{эт}}{\rho_{эт} \cdot \Delta m_{обр}}$$

где  $\rho_{обр}$  и  $\rho_{эт}$  – плотности образца и эталона,  $\Delta m_{обр}$  и  $\Delta m_{эт}$  потери массы образца и эталона. В качестве эталона использовали образец из стали Р6М5, термообработанный по стандартному режиму на твердость 64–65 HRC.

Результаты испытаний (табл. 2) свидетельствуют о том, что изделия из синтезированного материала при соответствующей термообработке вполне конкурентноспособны с быстрорежущими сталями.

При втором варианте испытаний образец №2 с градиентом концентрации частиц карбида титана разрезали на пластинки перпендикулярно направлению градиента и испытывали их на износ на шкурке с зерном 500 мкм. После каждых 70 м пути трения пластинки взвешивали. По результатам испытания видно, что разные участки одного и того же образца имеют разную износостойкость (рис. 9).

Методом СВС-литья были изготовлены заготовки для измерительных калибров типа «пробка», которые успешно прошли производственные испытания на ОАО «ВИЗАС». Испытания инструмента показали, что твердость образцов находится в интервале 63–68 HRC, а количество измерений (проход-непроход) на 1 мкм радиального износа на диаметре 15 мм составило 2500–2700 раз. Таким образом, использование разработанного метода позволило существенно (в 1,5–2 раза) повысить срок службы измерительного инструмента.

**Заключение.** Разработана и реализована технология получения материалов и конечных изделий с градиентным распределением упрочняющих частиц по объему образца методом СВС-литья в поле массовых сил. Синтезированный материал обладает уникальными свойствами, которые обусловлены его структурой: высокой износостойкостью, прочностью и вязкостью. В синтезированном материале реализован принцип Шарпи: в относительно мягкой основе распределены твердые дисперсные частицы карбидов, что обеспечивает высокую износостойкость.

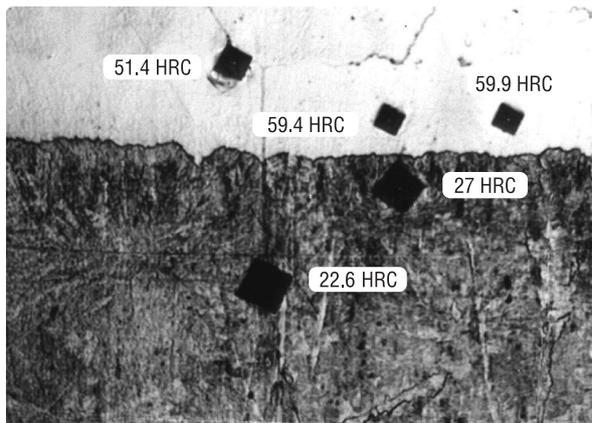


Рис. 8. Фрагмент поперечного сечения границы наплавленного покрытия с подложкой для образца №2

Fig. 8. A fragment of the cross-section of the deposited coating/substrate interface for sample No. 2

Таблица 2. Относительная износостойкость образца при испытании на абразивный износ  
Table 2. Relative wear resistance of the sample when tested for abrasive wear

Зерно абразива, мкм	Литое состояние	Закалка	Закалка + отпуск
100	0,89	0,87	1,17
500	0,60	0,32	0,87

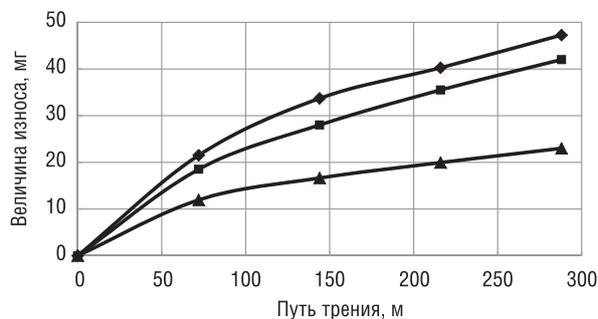


Рис. 9. Величина износа (в миллиграммах) образцов с различной концентрацией частиц карбида титана (различное расстояние от поверхности (мм): образец 1 ♦ – 1,82 % (4 мм), образец 2 ■ – 9,57 % (2 мм), образец 3 ▲ – 16,4 % (0 мм))

Fig. 9. The weight loss in wear (in milligrams) of samples with different concentrations of titanium carbide particles vs. the distance from the surface (mm): Sample 1 ♦ – 1.82 % (4 mm), Sample 2 ■ – 9.57 % (2 mm), Sample 3 ▲ – 16.4 % (0 mm)

Установлено, что в системе TiC–матрица из железо-хром-никель-углеродного сплава концентрация кристаллитов карбида титана в приповерхностной области синтезированного слитка (1–5 мм от поверхности) в 10–15 раз превышает его концентрацию в придонной области слитка, а в системе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–матрица из того же сплава концентрация частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> снижается с 80 мас.% в приповерхностном слое до 4–5 мас.% на глубине 10 мм.

### Список использованных источников

1. Концепция развития самораспространяющегося высокотемпературного синтеза как области научно-технического прогресса. – Черногловка: Территория, 2003. – 368 с.
2. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза: учеб. пособие / Е. А. Левашов [и др.]. – М.: Изд. дом МИСиС, 2011. – 377 с.
3. Каратасков, С. А. Закономерности и механизм горения плавящихся гетерогенных систем в поле массовых сил / С. А. Каратасков, В. И. Юхвид, А. Г. Мержанов // Физика горения и взрыва. – 1985. – №6. – С. 41–43.
4. Formation of composition macro- and microstructures of SHS cast composite materials based on carbides with an intermetallic binder / V. A. Gorshkov [et al.] // Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. – 2004. – Vol. 13, №1. – P. 23–30.
5. Merzhanov, A. G. Fluid dynamics phenomena in processes of self-propagating high-temperature synthesis / A. G. Merzhanov // Combust. Sci. Technol. – 1995. – Vol. 105, №4–6. – P. 295–325. <https://doi.org/10.1080/00102209508907756>
6. Миркин, Л. И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: справочник / Л. И. Миркин. – М.: Машиностроение, 1979. – 134 с.
7. Комаров, О. С. Особенности механизма изнашивания высокохромистого чугуна / О. С. Комаров, О. А. Сусина, В. М. Садовский // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2000. – №1. – С. 19–22.

### References

1. *The Concept of Development of Self-Propagating High-Temperature Synthesis as a Field of Scientific and Technological Progress*. Chernogolovka, Territoria Publ., 2003. 368 p. (in Russian).
2. Levashov E. A., Rogachev A. S., Kurbatkina V. V., Maksimov Yu. M., Yuhvid V. I. *Promising Materials and Technologies for Self-Propagating High-Temperature Synthesis: A textbook*. Moscow, MISiS Publ. House, 2011. 377 p. (in Russian).
3. Karataskov S. A., Yuhvid V. I., Merzhanov A. G. Regularities and mechanism of combustion of melting heterogeneous systems in a mass force field. *Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 1985, vol. 21, no. 6, pp. 687–689. <https://doi.org/10.1007/BF01463672>.
4. Gorshkov V. A., Yuhvid V. I., Sachkova N. V., Ignatieva T. I. Formation of composition macro- and microstructures of SHS cast composite materials based on carbides with an intermetallic binder. *International Journal of Self-Propagating High Temperature Synthesis*, 2004, vol. 13, no. 1, pp. 23–30.
5. Merzhanov A. G. Fluid dynamics phenomena in processes of self-propagating high temperature synthesis. *Combustion Science and Technology*, 1995, vol. 105, no. 4–6, pp. 295–325. <https://doi.org/10.1080/00102209508907756>
6. Mirkin L. I. *X-Ray Control of Engineering Materials: A reference book*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979. 134 p. (in Russian).
7. Komarov O. S., Susina O. A., Sadovskii V. M. Features of the wear mechanism of high-chromium cast iron. *Vestsi Natsyonal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2000, no. 1, pp. 19–22 (in Russian).

### Информация об авторах

Клубович Владимир Владимирович – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией пластичности, Белорусский национальный технический университет (пр. Независимости, 65, 220013, Минск, Республика Беларусь); главный научный сотрудник, Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси (ул. Академика Купревича, 10, 220141, Минск, Республика Беларусь). E-mail: v\_klubovich@tut.by

Кулак Михаил Михайлович – кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики металлов, Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси (пр. Генерала Лядникова, 13, Витебск, 210009, Республика Беларусь). E-mail: mmk\_vit@tut.by

### Information about the authors

Vladimir V. Klubovich – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Head of the Laboratory of Plasticity, Belarusian National Technical University (65, Nezavisimosti Ave., Minsk 220013, Republic of Belarus); Chief Researcher, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Academician Kuprevich Str., Minsk 220141, Republic of Belarus). E-mail: v\_klubovich@tut.by

Mikhail M. Kulak – Ph. D. (Engineering), Senior Researcher, Laboratory of Metal Physics, Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus (13, General Ludnikov Ave., Vitebsk 210009, Republic of Belarus). E-mail: mmk\_vit@tut.by

*Самолетов Владимир Григорьевич* – кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики металлов, Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси (пр. Генерала Людникова, 13, Витебск, 210009, Республика Беларусь). E-mail: vladpilot53@tut.by

*Хина Борис Борисович* – доктор физико-математических наук, доцент, главный научный сотрудник, Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси (ул. Академика Купревича, 10, 220141, Минск, Республика Беларусь); профессор, Белорусская государственная академия авиации (ул. Уборевича, 77, 220096, Минск, Республика Беларусь). E-mail: khina@tut.by

*Vladimir G. Samolyotov* – Ph. D. (Engineering), Senior Researcher, Laboratory of Metal Physics, Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus (13, General Ludnikov Ave., Vitebsk 210009, Republic of Belarus). E-mail: vladpilot53@tut.by

*Boris B. Khina* – D. Sc. (Physics and Mathematics), Associate Professor, Chief Researcher, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Academician Kuprevich Str., 220141, Minsk, Republic of Belarus); Professor, Belarusian State Aviation Academy (77, Ubovich Str., 220096, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: khina@tut.by