

А. Ф. Ильющенко^{1,2}, О. К. Кривонос¹, Е. Е. Петюшик¹, В. А. Осипов², С. Г. Барай²

¹*Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, Минск, Республика Беларусь*

²*Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа, Минск, Республика Беларусь*

МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В КОМПОНЕНТАХ АВИАЦИОННОЙ И КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

Аннотация. Рассмотрены примеры реализации способов порошковой металлургии и их отдельных элементов в процессах получения материалов со специальными свойствами и изделий из них. Показана возможность и оценены результаты получения радиопоглощающих и радиопрозрачных материалов в виде сплошных тел и покрытий. Дополнение традиционных для порошковой металлургии технологических переходов, обеспечивающих в целом производство радиопрозрачных материалов, процессами механоактивированного синтеза и механоактивированного самораспространяющегося высокотемпературного синтеза на стадиях подготовки порошков к формованию позволяет осуществить переход к получению радиопоглощающих материалов. Высокая эффективность радиопрозрачных и радиопоглощающих материалов подтверждена экспериментально. Переход от однокомпонентного состава исходной шихты через формирование фазового состава материала за счет включения в перемешиваемую шихту порошковых компонентов, состав и кристаллическое строение которых остаются неизменными на всех этапах его получения, к синтезу требуемого фазового состава за счет взаимодействия порошковых компонентов на одной из стадий технологического передела позволяет получать, например, карбидокремниевую керамику непосредственно в практически полезных изделиях, в частности в подложках оптических зеркал для дистанционного зондирования Земли. Разработанные в порошковой металлургии технологические операции стали основой для получения энергонасыщенных гетерогенных композиционных материалов. Активно развивающиеся аддитивные технологии как относительно новая ветвь порошковой металлургии расширяют ее возможности до практически необозримых пределов.

Ключевые слова: порошковая металлургия, аддитивная технология, синтез, реакционное спекание, функциональный материал, авиакосмическая техника

Для цитирования: *Материалы и технологии порошковой металлургии в компонентах авиационной и космической техники / А. Ф. Ильющенко [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2020. – Т. 65, № 3. – С. 272–284. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-3-272-284>*

Aliaksandr Ph. Ilyushchanka^{1,2}, Aleh K. Kryvanos¹, Yauheni Ya. Piatsiushyk¹, Vladimir A. Osipov², Sergey G. Baray²

¹*State Research and Production Powder Metallurgy Association, Minsk, Republic of Belarus*

²*O. V. Roman Powder Metallurgy Institute, Minsk, Republic of Belarus*

MATERIALS AND TECHNOLOGIES OF POWDER METALLURGY IN COMPONENTS OF AVIATION AND SPACE ENGINEERING

Abstract. Examples of the implementation of powder metallurgy methods and their individual elements in the processes of producing materials with special properties and products thereof are considered. The possibility is shown and the results of producing radar-absorbing and radar-transparent materials in the form of solid bodies and coatings are evaluated. The addition of technological transitions, traditional for powder metallurgy, providing in general the production of radar-transparent materials, with the processes of mechanically activated synthesis and mechanically activated self-propagating high-temperature synthesis at the stages of preparing powders for molding, makes it possible to make the transition to the production of radar-absorbing materials. The high efficiency of both has been confirmed experimentally. The transition from a single-component composition of the initial charge mixture through the formation of the phase composition of the material due to the inclusion of powder components into the mixed charge, the composition and crystal structure of which remain unchanged at all stages of its preparation, to the synthesis of the required phase composition due to the interaction of powder components at one of the stages of technological conversion makes it possible to synthesize, for example, silicon carbide ceramics directly in practically useful products, particularly, substrates of optical mirrors for remote sensing of the Earth. The technological operations developed in powder metallurgy have become a background for the production of energy-saturated heterogeneous composite materials. Actively developing additive technologies, as a relatively new branch of powder metallurgy, expands its capabilities practically boundless.

Keywords: powder metallurgy, additive technology, synthesis, reaction sintering, functional material, aerospace engineering

For citation: Ilyushchanka A. Ph., Kryvanos A. K., Piatsiushyk Ya. Ya., Osipov V. A., Baray S. G. Materials and technologies of powder metallurgy in components of aviation and space engineering. *Vesti Natsyyanal'noi akademii nauk Belarusi. Seriya fizika-technichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2020, vol. 65, no. 3, pp. 272–284 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-3-272-284>

Введение. Технология получения металлических порошков и изготовления изделий из них зародилась еще в период древнеегипетской цивилизации (около III в. до н.э.), однако широкое применение в качестве метода промышленного производства изделий получила только в XIX в. На территории современной Республики Беларусь порошковая металлургия начала развиваться с середины XX в. Официальную дату рождения этой области науки и техники в Беларуси (23 сентября 1960 г.) связывают с созданием Центральной базовой лаборатории в Белорусском политехническом институте [1]. За прошедшие 60 лет порошковая металлургия Беларуси прошла достаточно продуктивный путь своего становления и развития, трансформировавшись из научного направления деятельности научно-исследовательской лаборатории в самостоятельное научно-технологическое направление.

В настоящее время технология порошковой металлургии является одним из основных, а в некоторых случаях единственным методом при получении композиционных материалов с уникальным комплексом свойств. Основные преимущества технологии заключаются в возможности конструировать материалы с заданным комплексом свойств за счет варьирования их состава – легирования и введения элементов, которые невозможно ввести при традиционном методе металлургии – плавке, а также в получении изделий без или с минимальной механической доработкой.

Благодаря сочетанию физико-механических и функциональных свойств порошковые материалы широко применяются в аэрокосмической и оборонной промышленности, так как изделия, изготовленные на их основе, способны работать в течение длительного периода времени в условиях высоких температур, давлений и агрессивных сред, а также при воздействии факторов аэрокосмического пространства. К таким материалам можно отнести [1]:

псевдосплавы на основе вольфрама или железа;

оксидную и карбидную керамику, а также композиционные материалы на их основе;

твердые сплавы;

антифрикционные и фрикционные композиционные материалы на основе железа или меди с функциональными добавками различной природы (карбиды, оксиды, нитриды, интерметаллиды, и др.) и твердыми смазками (графит, сульфиды, силициды и др.);

электротехнические композиционные материалы;

порошковые композиционные материалы для нанесения функциональных покрытий;

композиционные порошки на металлической, керамической основе, интерметаллиды и многое другое.

Получение этих материалов с требуемыми свойствами достигается за счет возможности регулирования их структурного и фазового состава, синтеза частиц исходных компонентов необходимых фракций с требуемой морфологией их поверхности, подбора наиболее целесообразного фракционного состава частиц, плотности получаемого материала, оптимизации режимов перемешивания порошковых компонентов, что для традиционных промышленных технологий остается трудновыполнимым или вовсе невозможным. Подбор компонентов порошковой шихты с требуемыми характеристиками, ее формование и спекание при определенных давлениях и температурах (как правило, ниже точки плавления основного компонента) позволяет получить материалы с уникальными свойствами [2]. При этом обеспечивается не только стойкость к агрессивной среде, но и заранее заданный уровень функциональных свойств, который сохраняется в течение всего срока эксплуатации изделия, изготовленного из такого материала. Характерным примером таких результатов являются радиопоглощающие и радиопрозрачные материалы, из которых изготовлены отдельные узлы и агрегаты современной авиационной и космической техники.

Получение радиопрозрачных и радиопоглощающих материалов. Радиопрозрачные материалы используют при производстве антенных обтекателей самолетов и узлов ракет для их защиты от агрессивных факторов аэрокосмического пространства (аэродинамических и тепловых нагрузок и ударов, дождевой, пылевой, газовой эрозии и ионизирующих излучений и др.). При этом изделия из таких материалов не должны препятствовать прохождению электромагнитных волн, излучаемых и принимаемых антенным устройством. В свою очередь радиопоглощающие материалы предназначены для снижения отражающей способности электромагнитного излучения узлами и агрегатами самолетов и ракет и, таким образом, снижения их заметности.

В Институте порошковой металлургии имени академика О. В. Романа проводят комплексные исследования по разработке и изготовлению керамических радиопоглощающих и радиопрозрачных материалов для микроволнового диапазона частот излучения. Основной целью этих работ является определение составов и технологических режимов подготовки порошковых компонентов и получение названных материалов, а также изделий и покрытий из них, имеющих необходимые электрофизические и термомеханические свойства.

Основу современных радиопрозрачных материалов составляют различные диэлектрические пластические массы, керамика: плавненный кварц, ситаллы и другие, подходящие по своим свойствам композиты [3]. Для получения радиопрозрачных материалов исследовали композиции на основе высокоглиноземистой керамики с использованием в качестве исходного материала высококачественного порошка плавленного корунда, а также легирующих добавок, активирующих процесс спекания. По результатам установленных зависимостей эксплуатационных свойств получаемого материала от характеристик исходных компонентов, режимов их подготовки, последующего формования и спекания определены технологические режимы гранулирования исходных компонентов, последующего прессования и высокотемпературного спекания. Свойства полученного материала приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Свойства синтезированного радиопрозрачного материала на основе высокоглиноземистой керамики

Table 1. Properties of the synthesized radar-transparent material based on high-alumina ceramics

Измеряемая характеристика	Значение
Диапазон рабочих частот, ГГц	6,5–10,5
Диэлектрическая проницаемость при $f=7$ ГГц	6–8
Тангенс угла диэлектрических потерь $\operatorname{tg} \delta \varepsilon$	$\leq 0,0007$
Отклонение ε в диапазоне воздействий, %	$\pm 2,8$
Поглощение ЭМИ, %	Не более 2,0
Кажущаяся плотность, г/см ³	Не более 2,7
Предел прочности на изгиб, МПа	Не менее 50
Водопоглощение, %	Не более 0,1
Модуль упругости на изгиб, ГПа	Не менее 30
Термостойкость, К	850

С учетом этого определены следующие направления исследований [5, 6]:

1) разработка составов и способов получения композиционного радиопоглощающего материала на основе ферритмагнетиков; материалов для использования в качестве высокотемпературной диэлектрической матрицы; композиционных материалов для выполнения функции поглотителя электромагнитных волн в заданном диапазоне частот и температур;

2) определение рационального соотношения диэлектрическая матрица/поглощающий наполнитель для достижения максимального эффекта поглощения ЭМИ; способов и технологических режимов изготовления изделий и нанесения покрытий из радиопоглощающих материалов и др.

Электрофизические характеристики полученного материала соответствуют требованиям по радиопрозрачности, определяемыми условиями эксплуатации изготовленных из него изделий.

Современные керамические радиопоглощающие материалы представляют собой композиционную керамику, которая обеспечивает поглощение электромагнитного излучения за счет диэлектрических и магнитных потерь [4]. Эти материалы создаются на основе: ферритмагнитных композиций, сохраняющих свои функциональные свойства при температуре до 600 °С, что связано с нарушением их магнитных характеристик при температуре, превышающей точку Кюри; композиционных материалов, состоящих из диэлектрической матрицы, легированной высокотемпературными проводниками-поглотителями, синтезируемыми различными способами.

В качестве композиционного радиопоглощающего материала исследовались наноструктурированные порошки магнитомягкого никель-цинкового феррита ($\text{Ni}_{0,58}\text{Zn}_{0,36}\text{Mn}_{0,06}\text{Co}_{0,028}\text{Fe}_2\text{O}_4$) и магнитотвердого гексагонального феррита бария с W-фазой ($\text{BaCo}_2\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$). Для их получения отработаны технологические режимы механоактивированного синтеза (МАС) и механоактивированного самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (МАСВС).

Отработанные режимы подтверждены в ходе изготовления экспериментальных образцов композиционного материала. Так, для порошка никель-цинкового феррита после 6 ч механоактивации максимальный размер частиц не превышал 700 нм, а минимальный – составил ~ 25–30 нм. Такие размеры частиц наиболее целесообразны для формирования требуемых свойств синтезируемого материала. Съемка морфологии поверхности полученных частиц проводилась на аттестованном сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения Miра (производство Tescan, Чехия). Результаты морфологического анализа частиц никель-цинкового феррита представлены на рис. 1.

В ходе обработки технологических режимов синтеза гексагонального феррита бария методом МАС установлено, что минимальная продолжительность ферритизации с температурой 1250–1300 °С, при которой образуется 70–80 % W-фазы, составляет 2 ч. Как правило, 100%-ное превращение наблюдается после 4–6-часовой обработки и зависит от объемной загрузки печи. При МАСВС до 40 % W-фазы можно получить уже в процессе СВС. При этом изменение давления кислорода в реакторе с 0,5 по 2,0 МПа не оказывает существенного влияния на фазовый состав продуктов СВС. Максимальное содержание W-фазы (до 80 %) образуется при соотношении $\text{Fe}:\text{Fe}_2\text{O}_3$, равном 6:4. Фазовый состав порошков, полученных по схеме МАСВС с последующей ферритизацией, практически не отличается от МАС-порошков. Соответственно, как менее трудоемкий механоактивированный синтез выбран в качестве базового метода получения гексагонального феррита бария.

Разработанные ферритмагнитные композиционные материалы проверялись на функциональность посредством исследования коэффициентов ослабления и отражения электромагнитного излучения (ЭМИ). Все синтезированные материалы показали удовлетворительные результаты по отражению ЭМИ. Так, коэффициент отражения для всех рассматриваемых материалов составил меньше –5 дБ во всей полосе измеряемых частот. При этом лучший результат (до –12 дБ в полосе частот от 8 до 9,5 ГГц) был у магнитомягкого никель-цинкового феррита, полученного методом МАСВС.

Таким образом, для узлов авиационной и космической техники, эксплуатируемых при температурах ниже точки Кюри, отработаны составы и технологические режимы синтеза ферритмагнитных порошков, которые используются в качестве наполнителей в различные диэлектрические матрицы, в том числе покрасочный материал на корпусные изделия, а также в виде пластин спеченного материала и газотермических покрытий на подложки из алюминиевых сплавов. Для узлов и агрегатов, эксплуатируемых при более высоких температурах, разработаны соответствующие составы композиционного материала и определены необходимые технологические режимы его получения.

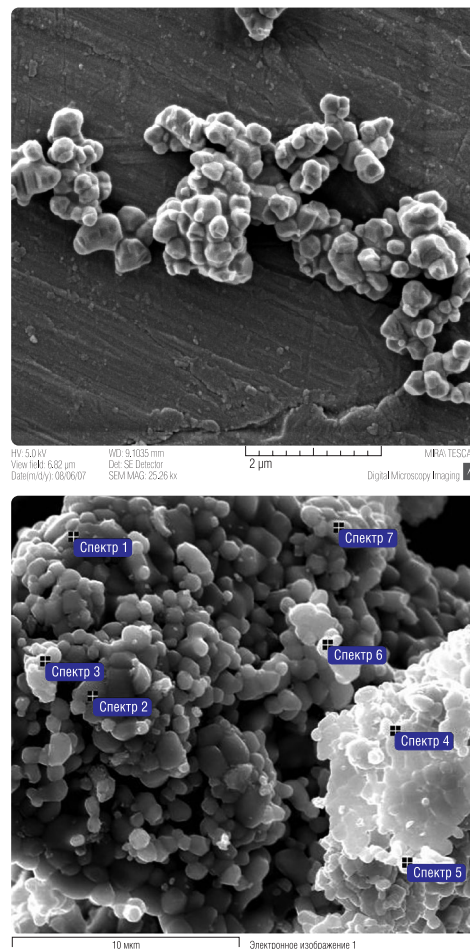


Рис. 1. Морфология поверхности частиц никель-цинкового феррита после механоактивации

Fig. 1. Surface morphology of nickel-zinc ferrite particles after mechanical activation

В процессе создания высокотемпературных радиопоглощающих материалов решались задачи по изготовлению диэлектрической матрицы и поглотителя электромагнитного импульса. Для изготовления высокотемпературной диэлектрической матрицы изучали оксид алюминия, нитрид алюминия или их композицию. По результатам исследования в качестве базового матричного материала выбран порошок оксида алюминия. Выбор обоснован тем, что диэлектрический материал на основе оксида алюминия наиболее подходит для решаемых задач по диэлектрической проницаемости ($\epsilon = 9,5\text{--}9,7$), имеет высокую рабочую температуру (до $1400\text{ }^\circ\text{C}$) и, что является решающим фактором, на его основе можно получать наиболее качественные толсто-пленочные покрытия методом газотермического напыления.

В качестве высокотемпературного поглотителя ЭМИ исследованы три группы проводниковых материалов: резистивные материалы, содержащие МАХ-фазы, жаростойкие сплавы и интерметаллиды. Все эти материалы также характеризуются высокой рабочей температурой свыше $1200\text{ }^\circ\text{C}$, обладают свойствами электропроводности, что обеспечивает высокие потери на проводимость в составе радиопоглощающего материала. МАХ-фазы и интерметаллиды получали путем МАСВС, а жаропрочные сплавы создавали методом диспергирования расплава из лигатуры с применением метода МАС из шихты соответствующего состава.

По результатам проведенного исследования предложены композиционные радиопоглощающие материалы, содержащие от 41,0 до 53,0 % диэлектрика в виде $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и от 39 до 56 % проводникового поглотителя, что в итоге позволяет обеспечивать диэлектрические потери, потери на проводимость, а у жаростойких сплавов и магнитные потери в диапазоне частот 8–12 ГГц. Полученные результаты свидетельствуют о применимости методов порошковой металлургии для создания или разработки материалов с широким спектром свойств и изделий из них.

Дальнейшее развитие этих методов заключается в переходе от формирования фазового состава материала за счет включения в перемешиваемую шихту порошковых компонентов, состав и кристаллическое строение которых остаются неизменными на всех этапах его получения, к синтезу требуемого фазового состава за счет взаимодействия порошковых компонентов на одной из стадий технологического передела (например, прессования или спекания). Для этого на одном из этапов передела предусмотрены соответствующие технологические процессы. К таким процессам можно отнести инфильтрацию, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, реакционное спекание и др. Характерным примером такого развития является технология реакционного спекания, применяемая в процессе синтеза карбидокремниевой керамики.

Получение карбидокремниевой керамики. Карбидокремниевая керамика может использоваться для получения таких изделий конструкционного и триботехнического назначения, как конструкционные изделия авиационной и космической техники (например, подложки оптических зеркал), торцевые уплотнения, радиальные подшипники скольжения, работающие в жестких условиях абразивных и химически активных сред, при высоких температурах, в открытом космосе, а также как конструкционный материал для изготовления различных элементов благодаря следующим уникальным свойствам [1, с. 193–200]:

твердость, уступающая только твердости алмаза и карбида бора;

теплопроводность, на два порядка превышающая теплопроводность используемых в настоящее время материалов;

модуль Юнга и удельная жесткость, в 3–5 раз превышающие модуль Юнга и удельную жесткость используемых в настоящее время материалов;

наиболее высокая коррозионная стойкость по сравнению с другими керамическими материалами;

возможность пайки отдельных элементов из карбидокремниевой керамики;

возможность пайки со стеклом для придания необходимых оптических свойств.

В Институте порошковой металлургии имени академика О.В. Романа проведены исследования процессов получения изделий из карбидокремниевой керамики методом реакционного спекания, изучены закономерности воздействия химического и фазового состава используемых ингредиентов и функциональных добавок на формирование их структуры и физико-механические свойства, показано, что уровень свойств реакционноспеченной карбидокремниевой керамики определяется дисперсностью, составом ингредиентов и температурно-временными параметрами реакционного

спекания. Для повышения скорости процессов массопереноса кремния, наиболее полного его химического взаимодействия с углеродом и повышения свойств предложено использовать углеродсодержащие добавки с различной кристаллической структурой, в частности в виде углеродных волокон.

Применение порошков карбида кремния различных фракций в определенной пропорции и активации процесса образования вторичного карбида кремния при реакционном спекании обеспечивает формирование в процессе реакционного спекания плотной однородной мелкозернистой структуры (рис. 2, *a*) со стабильным уровнем свойств: плотность 2,9–3,1 г/см³; твердость до 86–92 HRA; микротвердость карбидной фазы 20–25 ГПа; предел прочности при изгибе 230–300 МПа; модуль Юнга 350–385 ГПа; коэффициент термического расширения $4,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Металлографический анализ образцов SiC-керамики, полученной из шихт составов «порошки SiC + углеродное волокно (УВ)», показал, что при содержании в шихте УВ до 20 мас.% (рис. 2, *b*) структура керамики практически не отличается от керамики базового состава из шихты SiC + 15 % сажи (рис. 2, *a*). Однако при содержании УВ более 20 мас.% структура композита носит двухфазный характер (рис. 2, *d*), когда одна фаза композита характеризуется структурой керамики с содержанием волокна в пределах 10–20 мас.%, другая – обособленными зонами, образованными в местах скопления гранул углеродных волокон. Это наиболее существенное отличие керамики из шихт составов SiC + УВ и керамики SiC + сажа.

Керамика состава SiC + 10 % УВ характеризуется достаточно мелкозернистым строением со средним размером зерна 35–45 мкм. Карбидные зерна практически не образуют сростков и их расположение в кремниевой матрице носит обособленный характер. Можно сказать, что эта структура построена на кремниевом каркасе. Зоны и прослойки свободного кремния имеют размеры в пределах 10–50 мкм и твердость в среднем 10 ГПа при твердости карбидного зерна 23–27 ГПа. Следует отметить, что твердость карбидных зерен достаточно высокая и превосходит таковые в керамике из шихты SiC + 15 % сажи. Можно предположить, что часть карбидных зерен является продуктом синтеза углеродного волокна и расплава кремния. Это относится к карбидным зернам твердостью 26–27 ГПа, принимая во внимание, что твердость таковых в керамике из шихты SiC + 15 % сажи в большинстве случаев составляет 20–23 ГПа.

Микроструктура керамики из шихты состава 100 % SiC + 20 % УВ более плотная, имеются сростки карбидных зерен, в структуре присутствует большое количество мелких (2–5 мкм) включений темного цвета. Возможно, что это мелкие карбиды кремния, синтезированные с участием фрагментов углеродных волокон, растворившихся в расплаве кремния. Размеры карбидных зерен находятся в пределах 10–100 мкм. Следов углеродных волокон не обнаружено. Твердость карбидных зерен и зон свободного кремния составляет 18–25 ГПа и 6,9–7,0 ГПа соответственно.

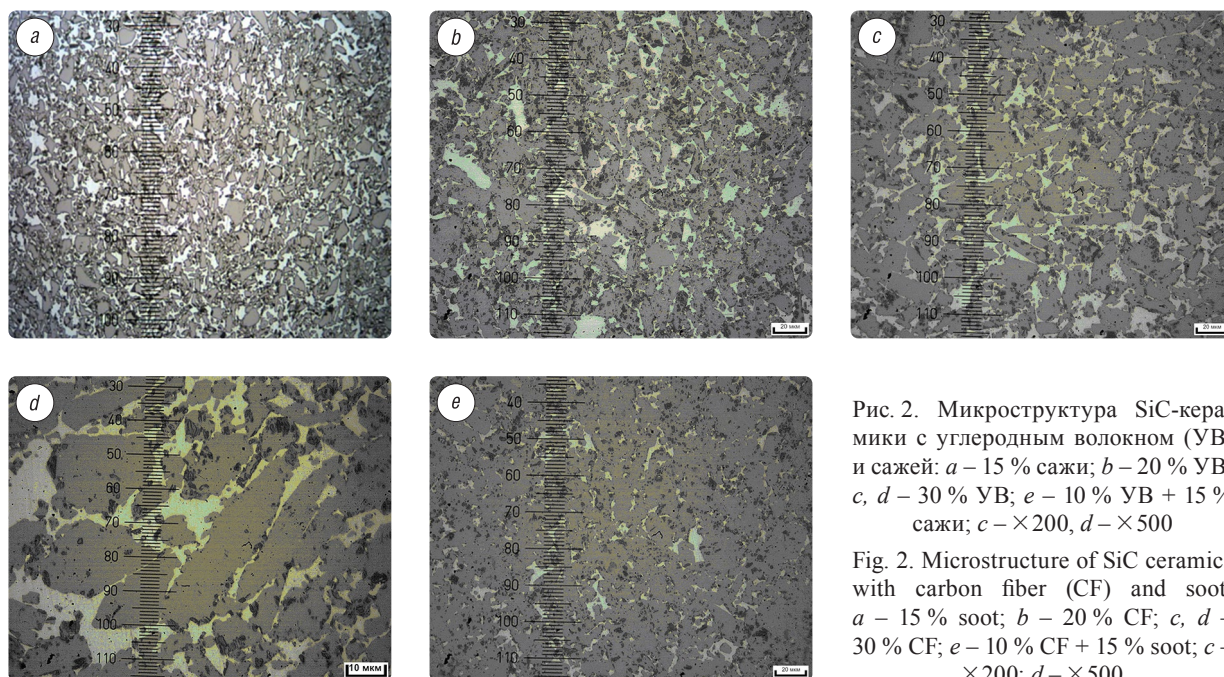


Рис. 2. Микроструктура SiC-керамики с углеродным волокном (УВ) и сажей: *a* – 15 % сажи; *b* – 20 % УВ; *c*, *d* – 30 % УВ; *e* – 10 % УВ + 15 % сажи; *c* – $\times 200$, *d* – $\times 500$

Fig. 2. Microstructure of SiC ceramics with carbon fiber (CF) and soot: *a* – 15 % soot; *b* – 20 % CF; *c*, *d* – 30 % CF; *e* – 10 % CF + 15 % soot; *c* – $\times 200$; *d* – $\times 500$

Особенностью микроструктуры SiC-керамики, полученной из шихты состава SiC + 30 % УВ при температуре силицирования 1500 °С (рис. 2, *c, d*), является наличие в ней плотных крупных (до 1000 мкм) включений карбида кремния, имеющих четкие границы раздела между основным полем композита и этими обособленными участками. Форма таких включений преимущественно овальная и свидетельствует о том, что они сформированы на месте сферических гранул, которые в свою очередь образовались в процессе смешивания порошков карбида кремния и углеродных волокон. Микротвердость таких зон составляет 25–28 ГПа, что выше твердости основного поля керамики. При более детальном рассмотрении структуры этих включений можно видеть, что это тоже SiC-керамика, только на основе сросшихся между собой крупных зерен размером до 20 мкм с очень небольшим содержанием свободного кремния.

Установлено, что в силу неоднородного распределения углеродного волокна в объеме шихты, а также образования в шихте крупных скоплений углеродных волокон отдельные зоны прессовки оказываются обедненными углеродом, а полученная SiC-керамика имеет неоднородность по химическому составу. Для устранения возможного дефицита углерода в шихту состава SiC + УВ дополнительно вводили 10 мас.% сажи. Это позволило обеспечить более равномерное распределение углерода в объеме прессовки. Структура такой керамики характеризуется плотным строением, в котором карбидные зерна контактируют между собой через тонкие (2–5 мкм) прослойки свободного кремния (рис. 2, *e*). При этом содержание карбида кремния составляет 83 %, свободного кремния – 17 %. Отличительной особенностью микроструктуры такого композита является сросшенность карбидных зерен прослойками свободного кремния. Кроме того, сросшиеся зерна карбида кремния имеют сильно развитую поверхность контакта между собой и свободным кремнием.

Проведенные исследования прочности реакционноспеченной SiC-керамики показали, что введение в состав шихты взамен технического углерода дисперсных углеродных волокон диаметром 6–8 мкм и длиной 100–250 мкм в количестве 10–20 % оказывает положительное влияние. Так, при введении в шихту на основе порошков карбида кремния 20 % углеродных волокон предел прочности при изгибе составил 292 МПа, что значительно превышает прочность SiC-керамики, полученной из шихты, содержащей такое же количество углерода в виде сажи. Это свидетельствует о высокой химической активности углеродных волокон при взаимодействии их с расплавом кремния. Данное обстоятельство очень важно при получении SiC-керамики методом реакционного спекания, при котором фазовый состав и, как следствие, механические

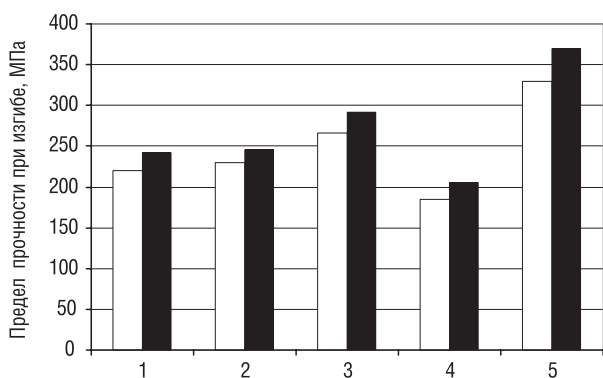


Рис. 3. Влияние содержания углеводородного волокна (УВ) или сажи в шихте и температуры силицирования на прочность SiC-керамики: □ – температура силицирования 1500 °С; ■ – температура силицирования 1650 °С; 1 – без добавок; 2 – 10 % УВ; 3 – 20 % УВ; 4 – 30 % УВ; 5 – 10 % УВ + 15 % сажи

Fig. 3. Effect of carbon fiber (CF) or soot content in the charge mixture and siliconizing temperature on the strength of SiC-ceramics: □ – siliconizing temperature 1500 °С; ■ – siliconizing temperature 1650 °С; 1 – no additives; 2 – 10 % CF; 3 – 20 % CF; 4 – 30 % CF; 5 – 10 % CF + 15 % soot

свойства керамики формируются в основном за счет полноты протекания химического взаимодействия твердых компонентов шихты с расплавом кремния.

Важную роль при этом оказывает и температурный фактор, который обуславливает фазовое превращение гексагонального (политип 6H) карбида кремния в кубическую модификацию (политип 3C). Использование различных температурных режимов силицирования показало, что для достижения наибольших механических свойств требуется температура 1650 °С, при которой прочность на 10–12 % выше, чем при температуре 1500 °С (рис. 3). Максимальное значение предела прочности при изгибе реакционноспеченной SiC-керамики, полученной из шихты, содержащей 10 % УВ + 15 % сажи, при температуре силицирования 1650 °С составило 370 МПа.

Формирующаяся при силицировании структура определяет износостойкость исследуемого материала (рис. 4). При введении 10 % УВ

износ материала несколько возрастает из-за увеличения количества мягкой углеродной фазы. Повышение содержания карбидной фазы за счет образования вторичного карбида на поверхности УВ при более высокой температуре силицирования и большем времени выдержки, а также за счет введения большего количества сажи приводит к повышению износостойкости материала. Минимальный износ наблюдается при введении 20 % УВ и силицировании при 1650 °С в течение 2 ч.

Результаты исследований по получению композиционных реакционноспеченных материалов на основе карбида кремния были использованы авторами при разработке режимов получения крупногабаритных составных подложек зеркал аэрокосмического назначения, изделий антифрикционного и специального назначения

Таким образом, современная порошковая металлургия является универсальным методом получения композиционных материалов для авиационной и космической отраслей не только за счет подбора компонентов и технологических режимов их подготовки, смешивания и компактирования, но и синтеза новых веществ на всех этапах его передела. Перечисленные технологические режимы в последующем определяют эксплуатационные свойства композиционного материала. Накопленные знания подготовки и компактирования порошков в настоящее время активно внедряются и в другие производственные процессы, в которых методы порошковой металлургии ранее не применялись. Прежде всего это получение энергонасыщенных гетерогенных композиционных материалов, имеющих в своем составе порошковые компоненты.

Получение энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала. Под энергонасыщенным гетерогенным композиционным материалом (ЭГКМ) понимается твердофазный многокомпонентный структурно неоднородный материал, который является источником концентрированной энергии, выделяющейся в режиме управляемого горения и необходимой для совершения работы технической системой, в чей состав этот материал входит. Современные ЭГКМ используются в качестве топлива для ускорителей космических ракет, твердотопливных ракетных двигателей или твердотопливных газогенераторов [7].

Основными компонентами ЭГКМ являются окислитель, горючее и различные технологические и эксплуатационные добавки. Компоненты выбираются с учетом требуемых свойств изготавливаемого ЭГКМ, для достижения которых рассчитывают целесообразную стехиометрию химических веществ. Методология расчета компонентов ЭГКМ основана на достижении оптимального кислородного баланса, который должен быть получен при эксплуатации данных материалов [8]. Типовой состав ЭГКМ, разработанный в Государственном научно-производственном объединении порошковой металлургии, приведен в [9]. Основная часть компонентов (около 80–90 мас.%) представлена твердой фазой, которая в процессе перемешивания в жидкофазном полимерном связующем равномерно распределяется в объеме материала, образуя плотную укладку частиц.

От равномерности распределения компонентов зависит стабильность энергетических характеристик и физико-механические свойства изделия, изготовленного из ЭГКМ, а показатель плотности укладки частиц характеризует удельное значение импульса тяги на единицу объема материала. Для достижения требуемых плотности укладки частиц и равномерности распределения компонентов в материале используют методы порошковой металлургии, которые применяются на этапах подготовки порошковых компонентов и их смешивания.

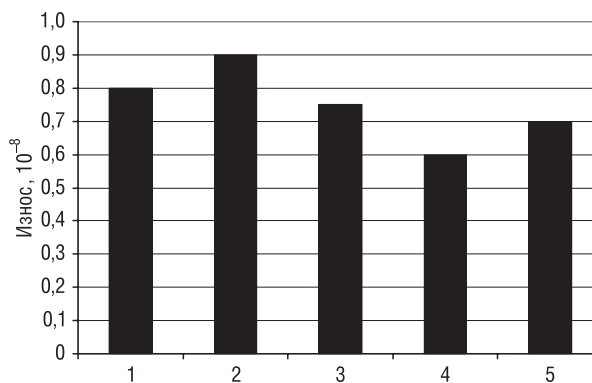


Рис. 4. Влияние содержания углеводородного волокна (УВ) и режимов силицирования на износостойкость SiC-керамики: 1 – без УВ, силицирование при 1500 °С, 1 ч; 2 – 10 % УВ, силицирование при 1500 °С, 1 ч; 3 – 10 % УВ, силицирование при 1650 °С, 2 ч; 4 – 20 % УВ, силицирование при 1650 °С, 2 ч; 5 – 10 % УВ + 15 % сажи, силицирование при 1650 °С, 2 ч

Fig. 4. Effect of carbon fiber (CF) content and siliconizing modes on the wear resistance of SiC-ceramics: 1 – without CF, siliconizing at 1500 °C, 1 h; 2 – 10 % CF, siliconizing at 1500 °C, 1 h; 3 – 10 % CF, siliconizing at 1650 °C, 2 h; 4 – 20 % CF, siliconizing at 1650 °C, 2 h; 5 – 10 % CF + 15 % soot, siliconizing at 1650 °C, 2 h

Твердофазные компоненты ЭГКМ представляют собой полидисперсные порошки, размер частиц которых находится в интервале от 20–30 нм до 300–400 мкм. Основная часть порошковых компонентов – это аммониевая соль хлорной кислоты (до 70–85 мас.%), ее частицы имеют размер от 20–30 мкм до 300–400 мкм. Второй по количеству порошковый компонент – энергетическая добавка, в качестве которой могут выступать металлы, имеющие высокую теплоту сгорания, их сплавы, циклические нитрамыны и др. [10]. Размеры частиц энергетической добавки, как правило, соизмеримы с размерами частиц аммониевой соли хлорной кислоты (за исключением наноразмерных энергетических добавок типа Alex [11]). Частицы остальных компонентов, которые вводятся в ЭГКМ в количестве от 0,5 до 1 мас.%, имеют размер от 20–30 нм до 20–30 мкм.

Известно, что частицы одного размера образуют укладку с максимальной плотностью до 0,74 (или $\pi/3\sqrt{2}$) [12]. С учетом установленного количества жидкой фазы (до 15 мас.%) в ходе смешивания требуется достичь относительной плотности укладки частиц твердой фазы не менее 0,85, что обуславливает необходимость подбора не менее трех фракций порошковых компонентов. Предполагается, что в процессе перемешивания твердофазных компонентов в полимерном связующем частицы с меньшим размером займут пустоты между частицами более крупной фракции без нарушения образующейся гексагональной плотной укладки.

С целью определения целесообразного фракционного состава и доли каждой из фракций, установления зависимостей между размерами фракций была построена геометрическая модель элементарной частицы. Для построения геометрической модели принято, что элементарная ячейка типового состава ЭГКМ состоит из 13 частиц крупной фракции порошковых компонентов. При этом в центре рассматриваемой ячейки находится частица энергетической добавки с примыкающими к ней частицами аммониевой соли хлорной кислоты. Образовавшиеся пустоты заполняются более мелкими частицами аммониевой соли хлорной кислоты. В свою очередь пустоты между ними должны заполняться частицами катализаторов и антиоксиданта, в качестве которого применяли ультрадисперсные алмазы (УДА).

Порядок построения геометрической модели, выбор и обоснование представительного элемента описаны в [13]. Вид геометрической модели элементарной ячейки с взаимным расположением частиц энергетической добавки и крупной фракции аммониевой соли хлорной кислоты, а также ее представительного элемента с взаимным расположением частиц энергетической добавки, крупной и мелкой фракций аммониевой соли хлорной кислоты, катализаторов и антиоксиданта показаны на рис. 5.

По результатам моделирования были уточнены характеристики порошковых компонентов, формирующих элементарную ячейку, значения которых приведены в табл. 2.

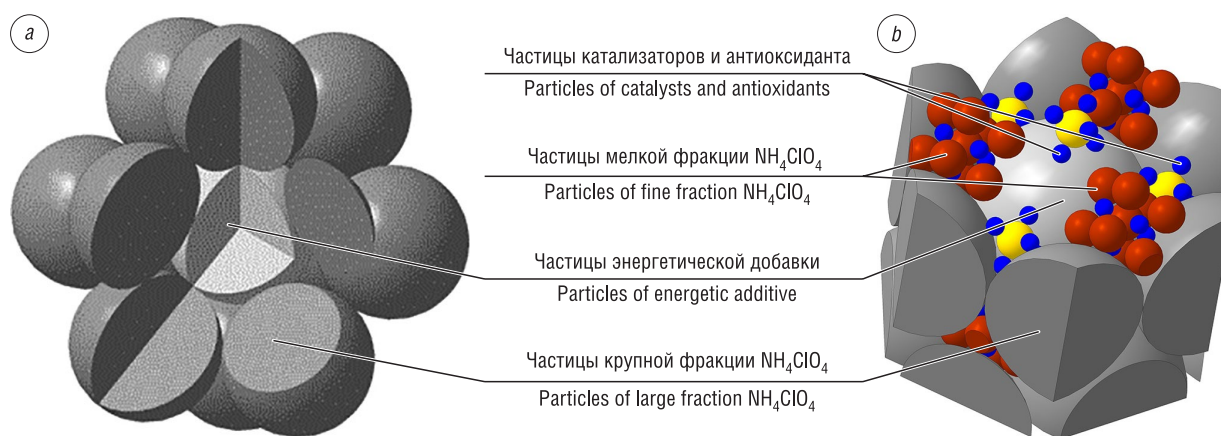


Рис. 5. Модель элементарной ячейки при гексагональной плотной укладке частиц с координационным числом 12 (a) и ее представительный элемент (b)

Fig. 5. Model of a unit cell in a hexagonal dense packing of particles with a coordination number of 12 (a) and its representative element (b)

Т а б л и ц а 2. Характеристики компонентов твердой фазы энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала, формирующих элементарную ячейку

Table 2. Characteristics of the solid phase components of energy-saturated heterogeneous composite materials that form the unit cell

Наименование компонента	Радиус частиц, м	Количество компонента в составе ЭГКМ		Объем одной частицы вещества, м ³	Масса одной частицы, кг	Количество частиц в элементарной ячейке, ед.	Масса частиц в элементарной ячейке, кг	Площадь поверхности частиц, м ²
		мас.%	кг					
NH ₄ ClO ₄	1,2 · 10 ⁻⁴	70,0	2,320	7,23 · 10 ⁻¹²	1,41 · 10 ⁻⁸	12	1,69 · 10 ⁻⁷	2,17 · 10 ⁻⁶
	2,5 · 10 ⁻⁵	7,5	0,250	6,54 · 10 ⁻¹⁴	1,27 · 10 ⁻¹⁰	143	1,82 · 10 ⁻⁸	1,12 · 10 ⁻⁶
Энергетическая добавка	1,2 · 10 ⁻⁴	5,5	0,180	7,23 · 10 ⁻¹²	1,31 · 10 ⁻⁸	1	1,31 · 10 ⁻⁸	1,8 · 10 ⁻⁷
Катализатор I	7,7 · 10 ⁻⁶	1,0	0,033	1,91 · 10 ⁻¹⁵	1,21 · 10 ⁻¹¹	193	2,33 · 10 ⁻⁹	1,4 · 10 ⁻⁷
Катализатор II	8 · 10 ⁻⁸	0,5	0,016	2,14 · 10 ⁻²¹	9,08 · 10 ⁻¹⁸	128 · 10 ⁶	1,16 · 10 ⁻⁹	1,03 · 10 ⁻⁵
Антиоксидант	2 · 10 ⁻⁸	0,5	0,016	3,35 · 10 ⁻²³	1,29 · 10 ⁻¹⁹	9,026 · 10 ⁹	1,16 · 10 ⁻⁹	4,5 · 10 ⁻⁵

В ходе моделирования установлено, что порошковые компоненты, вводимые в ЭГКМ и имеющие размер наномасштаба, ввиду незначительного их количества могут не учитываться при расчетах степени заполняемости пустот. Были определены требуемые соотношения в размерах фракций порошков, которые можно выразить через следующую зависимость:

$$D_l \approx (0,2 \div 0,225) \cdot D_b, \quad (1)$$

где D_l – диаметр частиц базовой фракции, D_b – диаметр частиц более крупной фракции.

По результатам моделирования было уточнено стехиометрическое соотношение компонентов (увеличена доля аммониевой соли хлорной кислоты на 1 мас.% за счет уменьшения количества полимерного связующего), что позволило улучшить кислородный баланс и увеличить суммарный импульс тяги ЭГКМ на 1,76 %.

Для определения продолжительности смешивания компонентов ЭГКМ изучалась степень равномерности распределения компонентов с учетом обязательности смачивания поверхности твердофазных компонентов полимерным связующим и заполнения им всех пустот. С использованием полученных данных проводилось моделирование смешивания компонентов ЭГКМ, результаты которого описаны в [14].

По итогам моделирования установлено оптимальное время перемешивания (≈ 22 мин) для выбранного технологического оборудования, а также другие режимы работы оборудования.

Заключение. Технология порошковой металлургии способствует получению композиционных материалов с уникальным комплексом свойств, что обеспечивает возможность применения их для изделий авиационной и космической техники. Так, композиционные порошковые материалы на основе магнитомягкого никель-цинкового феррита (NiO_{0,58}ZnO_{0,36}Mn_{0,06}Co_{0,028}Fe₂O₄) и магнитотвердого гексагонального феррита бария с W-фазой (BaCo₂Fe₁₆O₂₇) применяются как радиопоглощающие, на основе карбидокремниевой керамики – для крупногабаритных составных подложек зеркал аэрокосмического назначения, изделий антифрикционного и специального назначения, материалы на основе аммониевой соли хлорной кислоты – для получения ЭГКМ.

При исследовании процессов получения радиопрозрачных и радиопоглощающих материалов отработаны составы и технологические режимы синтеза ферритмагнитных порошков (никель-цинкового феррита и магнитотвердого гексагонального феррита бария с W-фазой), используемых в качестве наполнителей в различные диэлектрические матрицы. Для узлов и агрегатов, эксплуатируемых при более высоких температурах, разработаны составы на основе резистивных материалов, содержащих МАХ-фазы, жаростойких сплавов и интерметаллидов, для которых определены необходимые технологические режимы получения радиопоглощающего материала. По результатам исследования разработаны композиционные радиопоглощающие материалы, содержащие от 41,0 до 53,0 % диэлектрика в виде α -Al₂O₃ и от 39 до 56 % проводникового поглотителя. Применение полученных материалов позволяет обеспечивать диэлектрические потери и потери на проводимость, а у жаростойких сплавов – и магнитные потери в диапазоне частот 8–12 ГГц.

При исследовании процессов получения карбидокремниевой керамики установлено, что введение дискретных УВ приводит к увеличению пористости карбидокремниевых материалов на 3–5 %, в то же время в процессе спекания объемных изменений не происходит. Введение УВ в объеме 10–20 % способствует повышению прочности SiC-керамики на 5–20 %, в количестве 30 % – к снижению прочности на 40 МПа вследствие неравномерности структуры, а также повышенному содержанию свободного кремния из-за большой пористости спеченного карбидного каркаса по причине произвольного расположения волокон. Повышение температуры силицирования и введение дополнительного количества сажи обеспечивает более высокую прочность SiC-керамики. Увеличение времени выдержки при силицировании способствует формированию в поверхностном слое УВ вторичного карбида кремния нестехиометрического состава с микротвердостью 15–17 ГПа. Формирующаяся при силицировании структура определяет износостойкость исследуемого материала, в свою очередь повышение содержания карбидной фазы за счет образования вторичного карбида на поверхности УВ при более высокой температуре силицирования и большем времени выдержки, а также за счет введения большего количества сажи приводит к повышению износостойкости материала в 1,3 раза.

При исследовании процессов получения ЭГКМ определена зависимость эксплуатационных характеристик материала от фракционного состава его порошковых компонентов. Установлена возможность корректировки стехиометрического состава ЭГКМ и, соответственно, повышения его энергетических характеристик за счет оптимизации укладки частиц твердофазных компонентов. Установлены зависимости в линейных размерах частиц для каждой из фракций порошков.

Полученные при изготовлении ЭГКМ положительные результаты свидетельствуют, что методы и способы в порошковой металлургии могут быть успешно применены для подбора порошковых компонентов и получения композиционных материалов, из которых изготавливаются источники энергии для ракетных двигателей и твердотопливных генераторов.

Список использованных источников

1. Порошковая металлургия в Беларуси: вызовы времени: сб. науч. ст. / НАН Беларуси, ГНПО порошковой металлургии; редкол.: А. Ф. Ильющенко (гл. ред.) [и др.]. – Минск: Беларус. навука, 2017. – 532 с.
2. Кипарисов, С. С. Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов, Г. А. Либенсон. – М.: Наука, 1980. – 496 с.
3. Суздальцев, Е. И. Керамические радиопрозрачные материалы: вчера, сегодня и завтра / Е. И. Суздальцев // Новые огнеупоры. – 2014. – № 10. – С. 5–15.
4. Ковнеристый, Ю. К. Материалы, поглощающие СВЧ-излучения / Ю. К. Ковнеристый, И. Ю. Лазарева, А. А. Раваев. – М.: Наука, 1982. – 165 с.
5. Синтез и исследование радиопоглощающих материалов на основе ферромагнетиков / А. Ф. Ильющенко [и др.]. // Порошковая металлургия в Беларуси: вызовы времени: сб. науч. ст. / НАН Беларуси, ГНПО порошковой металлургии; редкол.: А. Ф. Ильющенко (гл. ред.) [и др.]. – Минск: Беларус. навука, 2017. – С. 174–186.
6. Ильющенко, А. Ф. Научные подходы к созданию радиопоглощающих материалов СВЧ-диапазона для работы при повышенных температурах / А. Ф. Ильющенко, С. Г. Барай, Н. В. Насонова // Порошковая металлургия: респ. сб. науч. тр. – Минск: Беларус. навука, 2014. – Вып. 37. – С. 6–13.
7. Энергонасыщенные гетерогенные композиционные материалы на полимерной основе. Некоторые проблемы разработки и пути их решения / А. Ф. Ильющенко [и др.] // Порошковая металлургия: респ. межведомств. сб. науч. тр. / редкол.: А. Ф. Ильющенко [и др.]. – Минск: Нац. акад. наук Беларуси, 2016. – Вып. 39. – С. 12–16.
8. Способы повышения эксплуатационных свойств энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала / О. К. Кривонос [и др.] // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка: сб. докл. 11-го междунар. симп.: в 2 ч. / Нац. акад. наук Беларуси [и др.]; редкол.: А. Ф. Ильющенко (гл. ред.) [и др.]. – Минск: Беларус. навука, 2019. – Ч. 1. – С. 517–526.
9. Выбор критериев оценки качества смешивания компонентов энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала / О. К. Кривонос [и др.] // Порошковая металлургия: респ. межведомств. сб. науч. трудов / редкол.: А. Ф. Ильющенко [и др.]. – Минск: Нац. акад. наук Беларуси, 2019. – Вып. 42. – С. 146–153.
10. Энергетические добавки в составе смесевых энергонасыщенных композиционных гетерогенных материалов / А. Ф. Ильющенко [и др.] // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка: сб. докл. 10-го Междунар. симп.: в 2 ч. / Нац. акад. наук Беларуси [и др.]; редкол.: А. Ф. Ильющенко (гл. ред.) [и др.]. – Минск: Беларус. навука, 2017. – Ч. 1. – С. 429–440.
11. Ильющенко, А. Ф. Введение наноразмерных добавок при модифицировании энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала / А. Ф. Ильющенко, Е. Е. Петюшик, О. К. Кривонос // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, № 2. – С. 135–142. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-135-142>

12. A formal proof of the Kepler conjecture [Electronic resource] / T. Hales [et al.]. – Mode of access: https://www.cambridge.org/core/journals/forum-of-mathematics-pi/article/formal-proof-of-the-kepler-conjecture/78FBD5E1A3D1BCCB8E0D5B0C463C9FBC?utm_source=Eureks&utm_medium=PR&utm_campaign=FMP_HAlesKepler_jun17– Date of access: 30.07.2020.<https://doi.org/10.1017/fmp.2017.1>

13. Kryvanos, A. K. Modeling of structure formation of energy-saturated heterogeneous composite material / A. K. Kryvanos, A. Ph. Ilyushchanka, V. M. Buloychik // J. Phys.: Conf. Ser. – 2020. – Vol. 1507 – P. 082037. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1507/8/082037>

14. Формалізацыя працэса і разробка алгарытма твёрдафазнага смешвання кампанентаў гетэрагенна-го кампазіцыйнага матэрыяла / А. Ф. Ільющэнка [і др.] // Весті Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2018. – Т. 63, №3. – С. 263–270. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-3-263-270>

References

1. Ilyushchanka A. Ph. [et al.], eds. *Powder Metallurgy in Belarus: Challenges of the Time: Collection of Scientific Papers*. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2017. 532 p. (in Russian).

2. Kiparisov S. S., Libenson G. A. *Powder Metallurgy*. Moscow, Nauka Publ., 1980. 496 p. (in Russian).

3. Suzdal'tsev E. I. Ceramic radar-transparent materials: yesterday, today and tomorrow. *Novye ognepory = New Refractories*, 2014, no. 10, pp. 5–15.

4. Kovneristy Yu. K., Lazareva I. Yu., Ravaev A. A. *Materials Absorbing Microwave Radiation*. Moscow, Nauka Publ., 1982. 165 p. (in Russian).

5. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Talako T. L., Letsko A. I., Nasonova N. V. Synthesis and research of radar-absorbing materials based on ferrimagnets. *Poroshkovaya metallurgiya v Belarusi: vyzovy vremeni: sbornik nauchnykh statei* [Powder Metallurgy in Belarus: Challenges of the Time: Collection of Scientific Papers]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2017, pp. 174–186 (in Russian).

6. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Nasonova N. V. Scientific approaches to the production of microwave radar-absorbing materials for operation at elevated temperatures. *Poroshkovaya metallurgiya: respublikanskii sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Collection of Scientific Papers]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2014. Issue 37, pp. 6–13 (in Russian).

7. Ilyushchanka A. Ph., Kryvanos A. K., Piatsiushyk Ya. Ya., Smirnoy G. V. Energy-saturated heterogeneous composite materials based on polymer. Some development challenges and ways to solve them. *Poroshkovaya metallurgiya: respublikanskii mezhvedomstvennyi sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Interdepartmental Collection of Scientific Papers]. Minsk, National Academy of Sciences of Belarus, 2016. Issue. 39, pp. 12–16 (in Russian).

8. Kryvanos A. K., Ilyushchanka A. Ph., Piatsiushyk Ya. Ya., Smirnov G. V., Sudnik L. V., Mikulish D. A. Methods for increasing the operational properties of energy-saturated heterogeneous composite material. *Poroshkovaya metallurgiya: inzheneriya poverkhnosti, novye poroshkovye kompozitsionnye materialy, svarka: sbornik dokladov 11-go Mezhdunarodnogo simpoziuma. Chast' I* [Powder Metallurgy: Surface Engineering, New Powder Composite Materials. Welding: Collection of Papers of the 11th International Symposium. Part I]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2019, pp. 517–526 (in Russian).

9. Kryvanos A. K., Ilyushchanka A. Ph., Piatsiushyk Ya. Ya., Prokhorov M. U. The choice of criteria for assessing the quality of mixing the components of an energy-saturated heterogeneous composite material. *Poroshkovaya metallurgiya: respublikanskii mezhvedomstvennyi sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Interdepartmental Collection of Scientific Papers]. Minsk, National Academy of Sciences of Belarus, 2019. Issue 42, pp. 146–153 (in Russian).

10. Ilyushchanka A. Ph., Kryvanos A. K., Piatsiushyk Ya. Ya., Petrov I. V., Smirnov G. V., Sudnik L. V. Energetic additives in the composition of mixed energy-saturated composite heterogeneous materials. *Poroshkovaya metallurgiya: inzheneriya poverkhnosti, novye poroshkovye kompozitsionnye materialy, svarka: sbornik dokladov 10-go Mezhdunarodnogo simpoziuma. Chast' I* [Powder Metallurgy: Surface Engineering, New Powder Composite Materials. Welding: Collection of Papers of the 10th International Symposium. Part I]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2017, pp. 429–440 (in Russian).

11. Ilyushchanka A. Ph., Piatsiushyk Ya. Ya., Kryvanos A. K. Introduction of nanoscale additives in the process of modification of energy-saturated heterogeneous composite material. *Vesti Natsyonal'nai akademii navuk Belarusi. Seriya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 135–142 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-135-142>

12. Hales H., Adams M., Bauer G., Dat Dang T. A formal proof of the Kepler conjecture. Available at: https://www.cambridge.org/core/journals/forum-of-mathematics-pi/article/formal-proof-of-the-kepler-conjecture/78FBD5E1A3D1BCB8E0D5B0C463C9FBC?utm_source=Eureks&utm_medium=PR&utm_campaign=FMP_HAlesKepler_jun17 (accessed 30 July 2020).

13. Kryvanos A. K., Ilyushchanka A. Ph., Buloychik V. M. Modeling of structure formation of energy-saturated heterogeneous composite material. *Journal of Physics: Conference Series*, 2020, vol. 1507, p. 082037. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1507/8/082037>

14. Ilyushchanka A. Ph., Buloychik V. M., Kryvanos A. K., Piatsiushyk Ya. Ya. Formalization of the process and development of an algorithm for solid-phase mixing of components of a heterogeneous composite material. *Vesti Natsyonal'nai akademii navuk Belarusi. Seriya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2018, vol. 63, no. 3, pp. 263–270 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-3-263-270>

Информация об авторах

Ильющенко Александр Федорович – член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, профессор, генеральный директор Государственного научно-производственного объединения порошковой металлургии – директор Института порошковой металлургии имени академика О.В. Романа, Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: alexil@mail.belpak.by

Кривонос Олег Константинович – кандидат военных наук, доцент, заместитель генерального директора, Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: Krivonos_ok@tut.by

Петюшик Евгений Евгеньевич – доктор технических наук, профессор, заместитель генерального директора по научной работе, Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: pet65@bk.ru

Осипов Владимир Анатольевич – старший научный сотрудник, научно-исследовательская лаборатория «Сверхтвердые и износостойкие материалы», Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: foff2017@mail.ru

Барай Сергей Георгиевич – кандидат технических наук, заведующий лабораторией керамики, Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: baraysg@yahoo.com

Information about the authors

Aliaksandr Ph. Ilyushchanka – Correspondent Member of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Professor, Director General of the State Research and Production Powder Metallurgy Association – Director of O. V. Roman Powder Metallurgy Institute, State Research and Production Powder Metallurgy Association (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: alexil@mail.belpak.by

Aleh K. Kryvanos – Ph. D. (Military Science), Assoc. Prof., Deputy of Director General, State Research and Production Powder Metallurgy Association (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: Krivonos_ok@tut.by

Yauheni Ya. Piatsiushyk – D. Sc. (Engineering), Professor, Deputy of Director General for Research Work, State Research and Production Powder Metallurgy Association (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: pet65@bk.ru

Vladimir A. Osipov – Senior Researcher, Science Research Laboratory “Superhard and wear-resistant materials”, O. V. Roman Powder Metallurgy Institute (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: foff2017@mail.ru

Sergey G. Baray – Ph. D. (Engineering), Head of Ceramics Laboratory, O. V. Roman Powder Metallurgy Institute (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: baraysg@yahoo.com