

Научная статья

УДК 539.4, 620.178

doi: 10.17223/19988621/96/6

Возможности использования порошков системы Ti–B–Fe для получения твердых сплавов с повышенными механическими характеристиками

Ольга Клавдиевна Лепакова¹, Ольга Александровна Шкода²

^{1,2} Томский научный центр Сибирского отделения
Российской академии наук, Томск, Россия

¹ klavdievna.k@yandex.ru

² O.Shkoda@dsm.tsc.ru

Аннотация. Разработан способ получения композиционного порошка TiB₂–Fe с высокими эксплуатационными характеристиками. Найдены оптимальные режимы проведения самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, измельчения продуктов синтеза и последующего спекания. Изучены температурные характеристики синтеза и микроструктуры продуктов. Проведены механические испытания полученных материалов, определены высокие характеристики прочности (HRA 83–85, $\sigma_{изг} = 1\,200$ МПа) и износостойкости на уровне ВК-15. Показана возможность их применения в лесобрабатывающей промышленности.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, спекание, диборид титана, структура, механические свойства, композитный материал, система Ti–B–Fe, твердость, прочностные характеристики

Для цитирования: Лепакова О.К., Шкода О.А. Возможности использования порошков системы Ti–B–Fe для получения твердых сплавов с повышенными механическими характеристиками // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2025. № 96. С. 66–80. doi: 10.17223/19988621/96/6

Original article

Possibilities of using Ti–B–Fe system powders in producing hard alloys with improved mechanical properties

Ol'ga K. Lepakova¹, Ol'ga A. Shkoda²

^{1,2} Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
Tomsk, Russian Federation

¹ klavdievna.k@yandex.ru

² O.Shkoda@dsm.tsc.ru

Abstract. A method for obtaining a composite powder of titanium diboride and iron with high performance characteristics has been developed. The newly produced materials should be able to function at high speeds, temperatures, mechanical loads, and aggressive

conditions. To meet these requirements, they should possess a complex set of physical, mechanical, chemical, and other special properties. In this work, the optimal modes of self-propagating high-temperature synthesis, subsequent grinding of the synthesis products, and further sintering have been discovered. The microstructures of the products at each technological stage of product preparation were studied. The compaction patterns of the compressed composite powder based on titanium diboride depending on the temperature and time parameters of sintering were examined. Mechanical tests of the obtained sintered materials for strength (σ_{bend}) and hardness (HRA) using the INSTRON 3368 and hardness tester TK-2 by the Rockwell method have determined high characteristics of strength (HRA 83-85, $\sigma_{\text{bend}} = 1200$ MPa) and wear resistance at the level of BK 15. The possibility of their application in the woodworking industry has been shown

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis, sintering, titanium diboride, structure, mechanical properties, composite material, Ti–B–Fe system, hardness, strength characteristics

For citation: Lepakova, O.K., Shkoda, O.A. (2025) Possibilities of using Ti–B–Fe system powders in producing hard alloys with improved mechanical properties. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 96. pp. 66–80. doi: 10.17223/19988621/96/6

Введение

Прогресс в области техники тесно связан с разработкой новых материалов, способных функционировать при высоких скоростях, температурах, механических нагрузках и агрессивных условиях. Для удовлетворения этих требований материалы должны обладать сложным комплексом физико-механических, химических и других специальных свойств. Поэтому исследователей при разработке таких материалов всегда привлекали бескислородные тугоплавкие соединения, такие как бориды переходных металлов и сплавы на их основе.

Бориды титана являются перспективными материалами благодаря своей высокой твердости, жаропрочности, износостойкости, стойкости к расплавленным металлам, а также высокой электро- и теплопроводности при небольшом весе. Несмотря на множество полезных свойств, бориды титана не получили широкого применения по причине трудностей их получения из-за высоких температур плавления, сильной реакционной способности бора и титана с материалом тигля, а также ограниченного изучения фаз в системе титан–бор [1].

Физико-механические свойства диборида титана делают его потенциально применимым в качестве конструкционного и инструментального материала. Однако технологические сложности мешают широкому использованию изделий из индивидуального диборида титана, особенно методом литья из-за высоких температур плавления (около 2 980°C). Поэтому методы порошковой металлургии, такие как спекание, горячее прессование и пропитка расплавами пористого материала из TiB₂, более распространены при производстве изделий из тугоплавких материалов [2].

Существует ряд исследований [3–6], которые рассмотрели процесс спекания порошков диборида титана, полученных различными способами. Было показано, что для получения практически газонепроницаемого материала требуются довольно высокие температуры: 1 800–2 000°C. Увеличение температуры спекания приводит к повышению плотности материала, однако снижает прочностные

характеристики из-за интенсивного роста зерен и появления микротрещин как внутри зерен, так и на их границах. Образование микротрещин связано с анизотропией коэффициента термического расширения гексагональной решетки. Было установлено, что критический размер зерна, при котором начинаются микротрещины, составляет 15 мкм.

Наилучшие результаты в спекании TiB_2 достигнуты при использовании небольших добавок активных веществ и спекании без давления с последующим горячим изостатическим прессованием [7]. Однако материалы, полученные спеканием только TiB_2 , обладают хрупкостью, что препятствует их широкому применению. Поэтому важной задачей является разработка методов увеличения пластичности боридов, что позволит расширить область их применения. На протяжении многих лет активно ведутся исследования по созданию композиционных материалов на основе тугоплавких соединений, включая диборид титана.

Разработка композиционных материалов на основе диборида титана ведется в разных направлениях. Одно из них – исследования по созданию композиционных материалов с керамической матрицей: к дибориду титана добавляют различные соединения – карбиды (TiC , WC , B_4C), бориды (CoB , NiB , CaB_6 , WB_2 и др.), силициды (CaSi_2), нитриды (TiN), оксиды (ZrO_2 , Al_2O_3). Такие композиционные материалы обладают достаточно высокими прочностными характеристиками. В литературе имеется ряд патентов на износостойкие и режущие материалы на основе боридов титана с керамической матрицей [8, 9], однако в большинстве случаев патентуется идея создания таких сплавов без исследования их свойств.

Еще одним направлением исследований является разработка композиционных материалов с металлической основой. Эти материалы должны объединять характеристики, присущие боридам, и высокую пластичность металлической связки. Поэтому разработка таких материалов требует подбора подходящей металлической основы, которая бы улучшала пластичные свойства боридов, сохраняя при этом их высокие показатели твердости, износостойкости, устойчивости к окислению и коррозии, а также ударной вязкости. Исследования структуры и свойств композиционных материалов на основе тугоплавких соединений показали, что металлическая основа должна соответствовать следующим требованиям [10–13]: они должны обладать высокой химической стойкостью по отношению к бориду титана, не взаимодействовать с ним так, чтобы ослабить материал, обладать высокой адгезией к бориду для прочного сцепления с боридной фазой и не ухудшать физико-механические свойства боридов.

Из анализа диаграмм состояния боридных систем с учетом законов взаимодействия (совместимость по термодинамике) и законов движения (совместимость по кинетике) следует, что материалы, обладающие перечисленным комплексом свойств, в основном принадлежат металлам группы железа с добавками, улучшающими адгезию между связкой и диборидными зёрнами, а также повышающими механические характеристики материалов [10].

Основным способом получения композиционных материалов на основе диборида титана с металлической связкой является процесс спекания при высоких температурах в диапазоне от 1 800 до 2 200 °C. В качестве исходного сырья используют порошки TiB_2 , полученные различными методами [14–17].

Металлическая связка улучшает пластичность композиционного материала на основе диборида титана и ускоряет процесс спекания за счет образования жидкой

фазы, стимулирующей диффузионные процессы и заполняющей поры и зазоры между частицами. Это приводит к уменьшению объемной усадки, повышению плотности и снижению остаточной пористости.

Исследования [18, 19] показали, что композиты на основе диборида титана с металлами-связками группы железа проявляют особенности в процессе спекания. На ранней стадии спекания обнаружена пластичная фаза, которая затем исчезает. Малое количество металла группы железа, добавленное на этапе спекания, образует прочный раствор с тугоплавкими соединениями. При увеличении температуры спекания металл испаряется, оставляя дефектный слой на поверхности частиц тугоплавкого соединения. Этот слой способствует процессу спекания материала. Следовательно, в таких материалах отсутствует пластичная металлическая связка.

В исследовании [18] было обнаружено, что при горячем прессовании порошка TiB_2 в присутствии жидкого никеля происходит значительное уплотнение. При давлении 12 МПа и температуре 1425°C в вакууме (чуть ниже температуры плавления никеля) наблюдалось уплотнение диборида титана, при этом концентрация никеля в образцах после прессования снижалась с 15 до менее 1 мас. %. Повышение плотности в результате горячего прессования с жидкой фазой было обусловлено диффузией титана и бора через жидкую фазу. Присутствие жидкой фазы способствовало увеличению скорости диффузии титана и бора, что привело к увеличению плотности образцов при более низких температурах и сокращении времени спекания.

Исследования показали, что инструмент из горячепрессованного порошка TiB_2 с содержанием никеля 10 и 20 мас. % не уступает по износостойкости инструменту из промышленных твердых сплавов WC–Co. В работах [20–27] были изучены различные режимы спекания порошков TiB_2 с металлическими связками: Fe, Si, Ni, Co, AlN. Спекание проводилось в аргоне, водороде, вакууме. Для получения образцов без пор и с высокой прочностью требуются высокие температуры. Однако спекание в вакууме при этих температурах приводит к испарению металла связки, что не обеспечивает необходимую прочность композитов из порошка TiB_2 .

Исследования структуры и свойств сплавов системы TiB_2 –Fe были проведены в [20, 28–36] и выявили наличие двух структурных составляющих: диборида титана и эвтектики. Металлографические исследования показали, что сплавы TiB_2 –Fe обладают высокой твердостью по Виккерсу (H_v), прочностью при изгибе и износостойкостью при резании. Согласно данным авторов, эти сплавы с железной матрицей обещают быть перспективными материалами для использования в качестве конструкционных и инструментальных материалов. Особое внимание уделяется высокой твердости спеченного материала, которая сохраняется даже при температурах вплоть до 1100°C.

Проведенное исследование демонстрирует, что сплав TiB_2 –Fe с содержанием 15% железа обладает более высокой стойкостью, чем стандартный сплав T15K6. Кроме того, прочностные характеристики сплава TiB_2 –Fe при температурах от 900 до 1100°C превышают аналогичные показатели сплава T15K6.

Использование методов прессования и спекания открывает возможности для создания композиционных материалов на основе TiB_2 с металлической матрицей, обладающих высокими физико-механическими свойствами. Однако встречаются препятствия, такие как необходимость высоких температур спекания, условие использования мелкодисперсного порошка, требующее длительного размола исходных

порошков, а также недостаток высококачественного сырья. Эти факторы являются основными причинами, затрудняющими применение данных материалов в различных областях техники. Исследования в области сплавов системы Ti–B–Fe свидетельствуют об их потенциале для создания новых материалов инструментального и конструкционного назначения с высокими эксплуатационными характеристиками, что подтверждается анализом доступной литературы.

Для обеспечения оптимальных характеристик твердых сплавов, полученных из композиционного порошка TiB₂–Fe, необходимо учитывать не только состав материала, но и структуру, которая формируется в процессе спекания при определенных температуре и времени. Синтез композиционного порошка на основе ферроборных сплавов и титана позволяет получить материал с желаемыми эксплуатационными свойствами. Для оценки возможности использования СВС-композиционных порошков TiB₂–Fe в производстве твердосплавных изделий необходимо определить оптимальные параметры спекания.

Изучение возможности создания твердого сплава (TiB₂–Fe) путем спекания измельченного материала системы Ti–B–Fe, полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), является ключевой темой данной работы.

Материалы и методики эксперимента

Для приготовления реакционных смесей использовали порошки титана (ПТМ, менее 100 мкм, 98.8–99.0 мас. % основного компонента), бор аморфный (МРТУ6-02-292-64, дисперсность 0.1–10 мкм, 97.0 мас. % основного компонента), железо карбонильное (99.8 мас. % основного компонента, дисперсность 10 мкм), ферробор ФБ20 (содержание бора 20 мас. %). Для расширения возможностей проведения СВС с участием ферроборных сплавов с большим содержанием бора получали образцы FeB_n спеканием в вакуумных печах в лабораторных условиях.

Перед самораспространяющимся высокотемпературным синтезом исходные порошки подвергали сушке в вакуумном сушильном шкафу при температуре 150–200°C для удаления влаги и летучих примесей. Реакционные смеси готовили смешением порошков в определенных концентрационных соотношениях в фарфоровой ступке в течение 30–40 мин. Из полученных смесей прессовали цилиндрические образцы диаметром 10–20 мм, высотой 15–20 мм, относительной плотностью 0.6–0.7. Синтез образцов осуществляли в установке постоянного давления в атмосфере аргона при давлении 5 МПа. Иницирование волны безгазового горения в образцах осуществляли при помощи поджигающей таблетки (Ti : B = 1:2) которую, в свою очередь, поджигали накаливаемой вольфрамовой спиралью. Полученный методом СВС материал измельчали в шаровой мельнице до размера частиц 60–80 мкм. Исследуемый композиционный порошок со средним размером частиц от 60 до 80 мкм формировали в жесткой пресс-форме одностороннего сжатия при удельном давлении 40 кг/мм², спекание композиционных порошков проводили в вакуумной печи СВШ 1-2/25-И1.

В работе приведены результаты исследования закономерностей уплотнения спрессованного композиционного порошка на основе диборида титана в зависимости от температурно-временных параметров спекания. Плотность спеченных образцов измеряли методом гидростатического взвешивания.

Микроструктурный анализ CBC-материалов проводили с помощью оптической микроскопии: микроскоп Olympus GX 53 (Япония), рентгенофазовый анализ проводили на SHIMADZU XRD 6000 с Co излучением.

Среди физических методов изучения связи состава и структуры исследуемых сплавов с их механическими свойствами важное место отводится фрактографии – изучению поверхностей разрушения (изломов). Фрактографические, морфологические исследования проводили на микроскопе РЭМ JEOL JSM-7500F (Япония). Механические испытания спеченных материалов на прочность ($\sigma_{изг}$) и твердость (HRA) проводили на установке INSTRON 3368 (Великобритания) при комнатной температуре и твердомере ТК-2 (Россия) по методу Роквелла в соответствии с ГОСТ 9013–59.

Результаты

В работе для получения CBC-композиционных порошков системы Ti–Fe–B использовали следующие составы исходный смесей: 1) FeB + 1/2Ti (содержание железа 62 вес. %, содержание бора 12 вес. %); 2) FeB₂ + Ti (железа 45 вес. %, бора 17 вес. %); 3) FeB₄ + 2Ti (железа 29 вес. %, бора 22 вес. %); 4) FeB₆ + 3Ti (железа 21 вес. %, бора 28 вес. %).

Для получения материала с максимально возможными плотностью и твердостью при спекании требуются температуры $\approx 1400^\circ\text{C}$ и выдержки не менее 30 мин.

Зависимости твердости HRA спеченных CBC-композиционных порошков от содержания железа приведены на рис. 1, где видно, что при увеличении содержания железа до 48 вес. % значения HRA возрастают, а затем снижаются. Максимальное значение 85 HRA соответствует 48 вес. % Fe в смеси. Низкие значения твердости при содержании железа менее 48 вес. % обусловлены высокой пористостью спеченных композитов, что связано с недостаточным количеством жидкой фазы, влияющей на процесс уплотнения. Снижение твердости после 48 вес. % Fe обусловлено наличием большого количества железной связи в спеченных композитах.

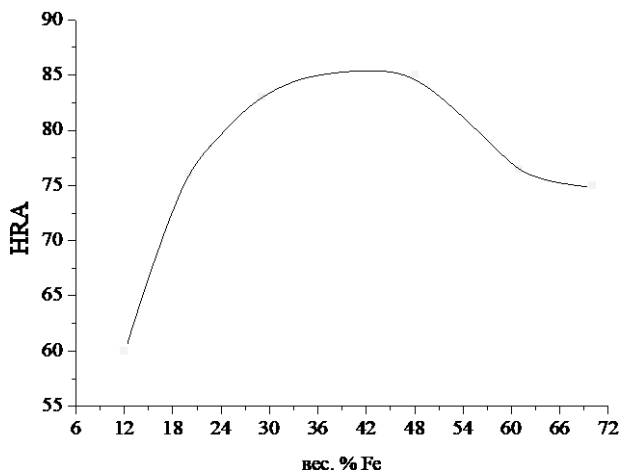


Рис. 1. Зависимость твердости спеченных CBC-композиционных порошков от содержания железа

Fig. 1. Hardness of the sintered SHS composite powders as a function of iron content

При изучении параметров спекания СВС-композиционных порошков была установлена взаимосвязь между температурами спекания и максимальными температурами горения соответствующих смесей. Изменение параметров СВС, таких как, например, дополнительный подогрев исходных смесей, увеличение диаметра образцов и т.д., приводивших к увеличению максимальных температур горения смесей, полноты превращения конечных СВС-продуктов, требовало более высоких температур спекания для достижения высоких значений плотности и твердости спеченного продукта. На рис. 2 приведены соотношения между температурами спекания и максимальными температурами горения исходных смесей от содержания в них железа. Видно, что при увеличении содержания Fe снижаются максимальные температуры как при СВС смесей порошков ферроборных сплавов с титаном, так и при спекании соответствующих композиционных порошков.

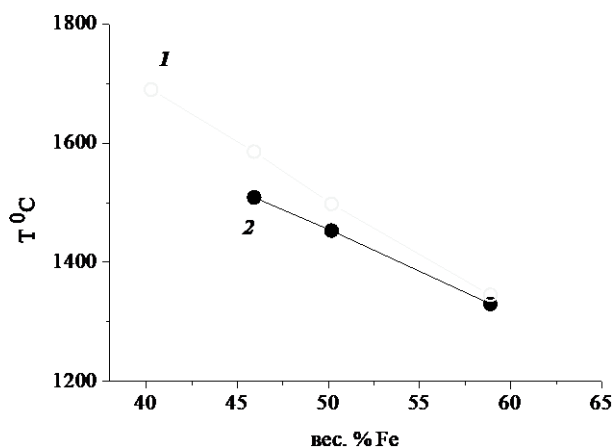


Рис. 2. Соотношение максимальных температур горения смесей порошков и оптимальных температур спекания: 1 – горение смесей порошков ферроборных сплавов с титаном; 2 – спекание композиционных порошков

Fig. 2. The ratio of the maximum combustion temperatures for the powder mixtures and the optimal sintering temperatures: 1, combustion of the ferroboric alloys – titanium powder mixtures and 2, sintering of the composite powders

Фазовый состав конечных продуктов отличается от равновесного ($\text{TiB}_2 + \text{Fe}$). Рентгенофазовый анализ СВС-образцов показал, что все они состоят в основном из диборида титана и железа. Кроме этих двух основных фаз во всех образцах в разных количествах присутствуют неравновесные фазы: FeB , Fe_2B , FeTi , Fe_2Ti , которые являются структурными составляющими неравновесных эвтектик.

На рис. 3 показаны микроструктуры конечных СВС-продуктов для шихты, приготовленной из ферроборных сплавов (FeBn_x) с титаном. Из приведенных микрофотографий следует, что увеличение содержания железа в реакционных смесях приводит к формированию более мелкой и однородной структуры по размерам частиц TiB_2 . Также видно, что продукты горения ферроборных сплавов с титаном характеризуются мелкодисперсной структурой, частицы TiB_2 имеют размер, не превышающий ≈ 5 мкм, и не имеют четкой кристаллографической огранки.

При сравнительном анализе микроструктур исходных СВС-порошков и спеченных из них композитов наблюдался процесс перекристаллизации через расплав-

ленную матрицу, что сопровождается растворением-осаждением контактов между боридами и растворении мелких частиц в этой матрице. В результате этого процесса кристаллы TiB_2 округлились и стали более изолированными друг от друга, а бывшие поры заполнились расплавившейся эвтектикой. На рис. 4 изображены микроструктуры исходного материала СВС-порошка (FeB_2 –Ti) и спеченного из него композита.

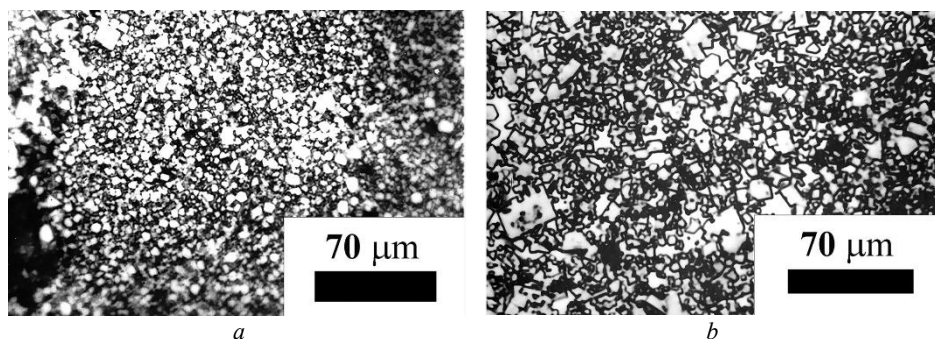


Рис. 3. Микроструктуры конечных СВС-продуктов системы титан–бор–железо: *a* – $FeB_2 + Ti$ (содержание Fe – 45 вес. %), *b* – $FeB_4 + 2Ti$ (содержание Fe – 29 вес. %)

Fig. 3. Microstructures of the final SHS products of the titanium–boron–iron system: (a) $FeB_2 + Ti$ (Fe content of 45 wt%) and (b) $FeB_4 + 2Ti$ (Fe content of 29 wt%)

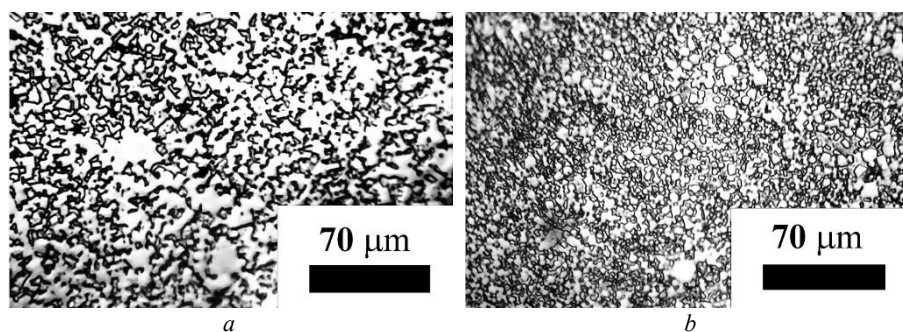


Рис. 4. Микроструктура СВС-материала ($FeB_2 + Ti$) (*a*) и спеченного композита, полученного из измельченного СВС-материала ($FeB_2 + Ti$) (*б*)

Fig. 4. Microstructures of the (a) SHS material ($FeB_2 + Ti$) and (b) sintered composite obtained from the crushed SHS material ($FeB_2 + Ti$)

Из анализа микроструктур следует, что перекристаллизовавшиеся частицы диборида титана склонны к коалесценции. Без коалесценции частицы диборида титана в спеченных по оптимальным режимам образцах имеют размеры не более 5 мкм. Незначительная передержка во времени спекания приводит к образованию конгломератов из боридных частиц, достигающих размеров до 40 мкм.

Верхний временной предел температурных выдержек при спекании определяется коалесценцией частиц и не должен превышать 100–120 мин при $T_{сн} = 1400^\circ C$. Для композиционного порошка с соотношением фаз $TiB_2 : Fe \approx 50:50$ (мас. %) оптимальное время выдержки при температуре $1400^\circ C$ составляет 40–60 мин.

На рис. 5 приведены фрактограммы изломов двух спеченных образцов: с оптимальным (40 мин) и запредельным (125 мин) временами спекания при $T = 1\,400^\circ\text{C}$. В первом случае на фрактограмме излома имеется много участков вязкого отрыва с ячеистой структурой, что свидетельствует о пластичности материала. Во втором случае (см. рис. 5, *b*) на фрактограмме излома наблюдается много гладких транскристаллитных плоскостей. Транскристаллитный излом чаще всего проходил через конгломераты скоалесцированных боридов титана. Такой излом свидетельствует о хрупкости материала.

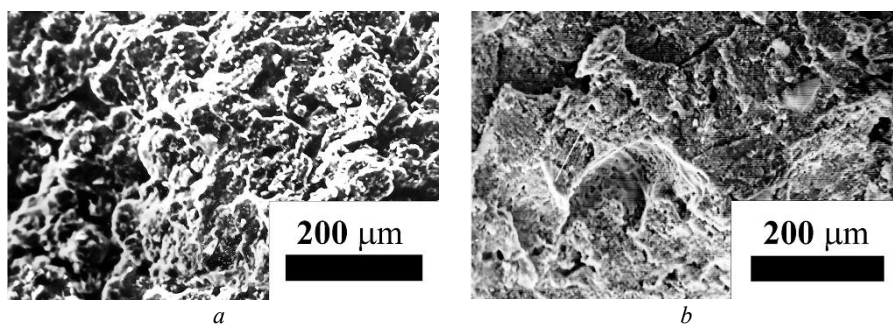


Рис. 5. Фрактограммы изломов спеченных сплавов ($\text{FeB}_2\text{--Ti}$):

a – $T_{\text{сп}} = 1\,400^\circ\text{C}$, $t = 60$ мин; *b* – $T_{\text{сп}} = 1\,400^\circ\text{C}$, $t = 125$ мин

Fig. 5. Fractograms of the fractures of sintered alloys ($\text{FeB}_2\text{--Ti}$):

(*a*) $T_{\text{ann}} = 1400^\circ\text{C}$, $t = 60$ min and (*b*) $T_{\text{ann}} = 1400^\circ\text{C}$, $t = 125$ min

Физико-механические свойства спеченных прессовок из СВС-композиционных порошков $\text{TiB}_2\text{--Fe}$ определяются преимущественно степенью уплотнения. На рис. 6 приведены некоторые характеристики образцов с разным соотношением железа и диборида титана в исходных СВС-порошках, спеченных при разных температурах и временах выдержки.

Как видно из графиков, наилучшими свойствами обладают образцы, спеченные из композиционного порошка состава $\text{TiB}_2 : \text{Fe} \approx 52:48$ (вес. %) при температуре спекания $1\,400^\circ\text{C}$ и выдержке 60 мин. При всех дальнейших исследованиях, связанных с практическим применением разработанного СВС-порошка, в качестве базисного был выбран порошок указанного состава.

Сравнительный анализ физико-механических свойств спеченных композитов системы Ti--B--Fe с использованием промышленных ферроборных сплавов не показал существенных отличий в их свойствах. Поэтому в дальнейших исследованиях СВС-композиционные порошки системы Ti--B--Fe получали с использованием промышленного ферроборного сплава ФБ20 (содержание бора 20 вес. %). Спеченный композит из этого СВС-порошка можно использовать в качестве конструкционного, инструментального материала в различных областях техники.

Полученный композиционный материал из СВС-порошка $\text{TiB}_2\text{--Fe}$ был применен для упрочнения зубьев дисковых пил при обработке древесины. Проведенные испытания показали, что упрочнение пил полученным СВС-материалом $\text{TiB}_2\text{--Fe}$ привело к увеличению износостойкости в 1.2 раза относительно работы с используемыми напайками из сплава ВК-15, в время работы без переточки составило 12 ч.

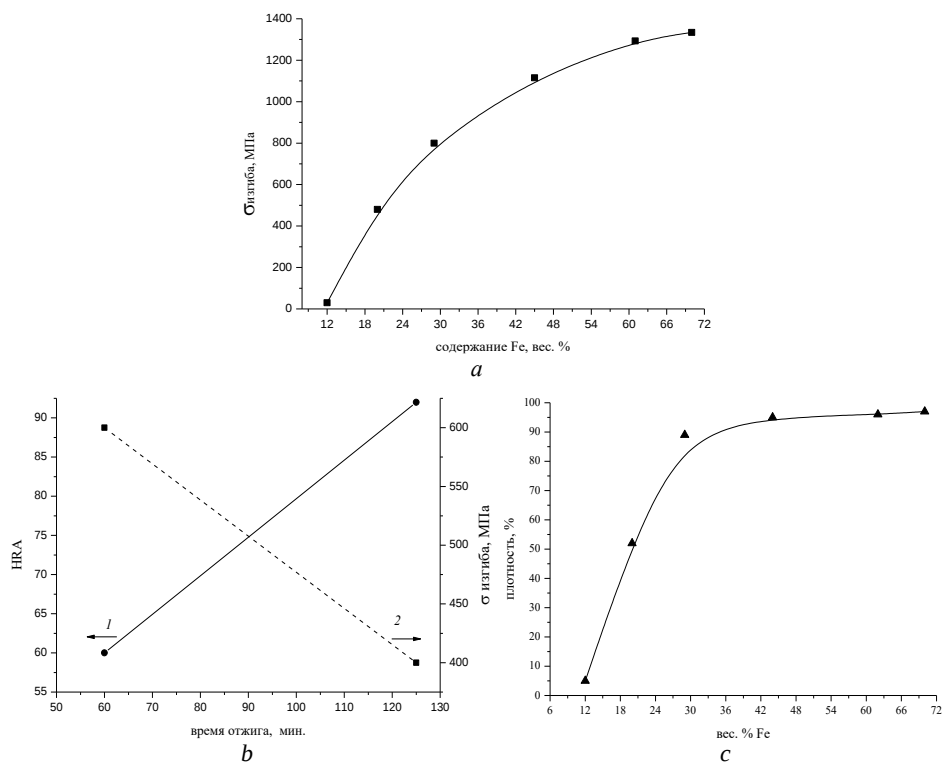


Рис. 6. Зависимости σ изгиба от содержания Fe в смеси после отжига 1 400°C, 60 мин (a), зависимости HRA (1) и σ изгиба (2) от времени отжига при температуре 1 600°C и содержании Fe 48 вес. % в смеси (52% TiB₂ + 48% Fe) (b), зависимость плотности от содержания Fe в смеси после отжига 1 400°C, 60 мин (c)

Fig. 6. (a) Bending σ as a function of Fe content in the mixture after annealing at 1400°C during 60 minutes; (b) dependences of the (1) HRA and (2) bending σ on the annealing time at 1600°C and Fe content 48 wt. % in the mixture (52%TiB₂ + 48%Fe), and (c) density as a function of Fe content in the mixture after annealing at 1400°C during 60 minutes

Выводы

Успешно разработаны основы технологии изготовления твердых сплавов на основе СВС-композиционного порошка TiB₂-Fe с высокими характеристиками прочности (HRA 83–85, $\sigma_{\text{изг}}$ = 1 200 МПа) и износостойкости на уровне ВК-15.

Применение разработанного твердого сплава на основе СВС-композитного порошка TiB₂-Fe в лесоперерабатывающей промышленности показало увеличение износостойкости дисковой пилы в 1.2 раза по сравнению с использованием дорогостоящего сплава ВК-15 из карбида вольфрама и кобальтовой связки.

Список источников

1. Серебрякова Т.И., Неронов В.А., Пешев П.Д. Высокотемпературные бориды. М.: Металлургия, 1991. 367 с.

2. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений / под ред. Т.Я. Косолаповой. М.: Металлургия, 1986. 928 с.
3. Baumgartner H.R., Steiger R.A. Sintering and properties of titanium diboride made from powder synthesized in a plasma-arc heater // J. Amer. Ceram. Soc. 1984. V. 67 (3). P. 207–212.
4. Belloso A., Craziani T., Guicciardi S., Tampieri A. Characteristics of TiB₂ ceramic // Brit. Ceram. Proc. 1992. № 49. P. 163–174.
5. Khoa H.X., Tuan N.Q., Lee Y.H., Lee B.H., Vieta N.H., Kim J.S. Fabrication of Fe-TiB₂ Composite Powder by High-Energy Milling and Subsequent Reaction Synthesis // J. Kor. Powd. Met. Inst. 2013. V. 20 (3). P. 221–227. doi: 10.4150/KPMI.2013.20.3.221
6. Lepakova O.K., Terekhova O.G., Kostikova V.A., Kitler V.D. Cermet formation during mechanical activation of TiB₂-Fe SHS Powder in Benzine // Chemistry for Sustainable Development. 2004. № 4. P. 443–446
7. Kubodera S. Titanium diboride for high-wear resistance parts // Nippon Kokan Tech. Rept. 1987. № 50. P. 83–84.
8. Пат. 60-103148 Япония. Прочные сверхтвердые материалы класса боридов / Takabasu. Оpubл. 1985.
9. Пат. 497954 Япония. Способ изготовления спеченного материала на основе борида титана / Хиденобу, МураямаТосиюки. Оpubл. 30.3.1992.
10. Панасюк А.Д. Физико-химические основы формирования композиционных материалов на основе тугоплавких боридов // Борида и материалы на их основе. Киев: ИПМ, 1986. С. 22–29.
11. Композиционные материалы: справочник / под ред. Д.М. Карпиноса. Киев: Наукова думка, 1985. 592 с.
12. Борисова А.Л. Совместимость тугоплавких соединений с металлами и графитом. Киев: Наукова думка, 1985. 247с.
13. Yujiao Ke, Kazuhiro Matsugi, Zhefeng Xu, Yu He, Yongbum Choi, Mingzhi Wang, Jinku Yu. Synthesis of 30 vol% TiB₂ Containing Fe₅Ti Matrix Composites with High Thermal Conductivity and Hardness // Materials Transactions. 2019. V. 60 (12). P. 2516–2524. doi: 10.2320/matertrans.MT-M2019168
14. КифферР., Бенезовский Ф. Твердые материалы. М.: Металлургия, 1968. 384 с.
15. Brewer L., Sawyer D., Tepenton D. A Study of the Refractory Borides // J. Amer. Ceram. Soc. 2006. V. 34 (6). P. 173–179. doi: 10.1111/j.1151-2916.1951.tb11631.x
16. Blumenthal H. Production of transition metal diborides and their solid solutions from metal oxides and boron oxide // Powder Metallurgy Bull. 1956. V. 7 (3). P. 79–81.
17. Самсонов Г.В. К вопросу о прохождении реакции восстановления двуокиси титана углеродом через стадии низших окислов // Журнал прикладной химии. 1955. Т. 28. С. 919–921.
18. Tennery V.J., Finch C.B., Yust C.S., Clark G.M. Structure-property correlations for TiB₂-based ceramics densified using active liquid metals // Sci. Hard Mater. Proc. Int. Conf., 23–28 Aug., 1981. New York; London: 1983. P. 891–909. doi: 10.1007/978-1-4684-4319-6_49
19. Meyer R., Pastor H. Etude du frittage et de la compression a chaud des diborures de titane et de zirconium avec addition de metaux de transition et de quelques proprietes des alliages obtenus // Planseeberichte fur Pulvermetallurgie. 1969. Bd. 17 (2). P. 111–122.
20. Функе В.Ф., Юдовский С.И., Самсонов Г.В. Сплавы системы В, Ti, Fe // Журнал прикладной химии. 1961. Т. 34, № 5. С. 1013–1020.
21. Искольдский И.И., Богородская Л.П. О возможности получения металлокерамических твердых сплавов на основе боридов хрома, титана и вольфрама // Журнал прикладной химии. 1957. Т. 30, № 2. С. 177–185.
22. Khanra A.K., Godkhindi M.M., Pathak L.C. Sintering behaviour of ultra-fine titanium diboride powder prepared by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) technique // Materials Science and Engineering A. 2007. Т. 454–455. С. 281–287. doi: 10.1016/j.msea.2006.11.083

23. Кислый П.С., Кузнецова М.А. Спекание тугоплавких соединений. Киев: Наукова думка, 1980. 167 с.
24. Kovalev D.Yu., Bolotskaya A.V., Mikheev M.V. Self-propagation high-temperature synthesis in the Ti–B–Fe system with AlN additions // *Inorganic Materials*. 2022. V. 58 (9). P. 922–930. doi: 10.1134/S0020168522080052
25. ЛепакOVA О.К., Расколенко Л.Г., Афанасьев Н.И., Китлер В.Д. Синтез, фазовый состав и структура твердых сплавов на основе диборида титана // *Физика и химия обработки материалов*. 2012. № 1. С. 54–58.
26. ЛепакOVA О.К., Голобоков Н.Н., Китлер В.Д., Радишевская Н.И., Афанасьев Н.И. Влияние механической активации и добавок кремния на структуру и свойства материалов, спеченных из СВС-композиционного порошка TiB₂–Fe // *Физика и химия обработки материалов*. 2011. № 1. С. 71–76.
27. Yuchao Song, Shucheng Dong, Oleksandr Stasiuk, Dmytro Savvak, Orest Ivashishin. Synthesis of Ti/TiB Composites via Hydrogen-Assisted Blended Elemental Powder Metallurgy // *Frontiers in Materials*. 2020. V. 7. doi: 10.3389/fmats.2020.572005
28. Yangyang Sun, Hui Chang, Zhigang Fang, Yuecheng Dong, Zhenhua Dan, Yanhua Guo, Lian Zhou. Study on Microstructure and Mechanical Properties of Low Cost Ti-Fe-B Alloy // *MATEC Web of Conferences “The 14th World Conference on Titanium”*. 2020. V. 321. Art. 11029. doi: 10.1051/mateconf/20203211102929
29. Huang F., Fu Z., Yan A., Wang W. et al. Experimental evidence of structural evolution for TiB₂ microcrystal under externally high stresses // *Powder Technol.* 2010. V. 1-2. P. 83–86. doi: 10.1016/j.powtec.2009.08.023
30. Zhou D., Liu Y., Shen B., Zhao X. et al. Structural prediction of ultrahard semi-titanium boride (Ti₂B) using the frozen-phonon method // *Phys. Chem. Chem. Phys.* 2016. V. 18 (11). P. 7927–7931. doi: 10.1039/C6CP00758A
31. Gai L., Ziemnicka-Sylwester M. The TiB₂-based Fe-matrix composites fabricated using elemental powders in one step process by means of SHS combined with pseudo-HIP // *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. 2014. V. 45. P. 141–146. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2014.04.008.
32. Tian J.Z., Zhao Y.H., Wang B., Hou H., Zhang Y.M. The structural, mechanical and thermodynamic properties of Ti-B compounds under the influence of temperature and pressure: first-principles study // *Mater. Chem. Phys.* 2018. V. 209. P. 200–207. doi: 10.1016/j.matchemphys.2018.01.067
33. ЛепакOVA О.К., Расколенко Л.Г., Максимов Ю.М. Self-propagating high-temperature synthesis of composite material TiB₂–Fe // *J Mater Sci*. 2004. V. 39 (11). P. 3723–3732. doi: 10.1023/B:JMSC.0000030726.29507.2b
34. Manish Patel, Vajinder Singh, Deepak Kumar. Effect of particle size and sintering additive on densification and mechanical properties of titanium diboride (TiB₂) ceramic // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2023. V. 117. Art. 106380. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2023.106380.
35. ЛепакOVA О.К., Расколенко Л.Г., Максимов Ю.М. The mechanism of phase and structure formation of the Ti-B-Fe system in a combustion wave // *Combust Explos Shock Waves*. 2000. V. 36. P. 575–581. doi: 10.1007/BF02699520
36. Расколенко Л.Г., ЛепакOVA О.К., Максимов Ю.М. Спекание композиционных частиц на основе диборида титана, полученных методом СВС // *Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: сб. ст. / под ред. Ю.М. Максимова. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1991. С. 110–116.*

References

1. Serebryakova T.I., Neronov V.A., Peshev P.D. (1991) *Vysokotemperaturnye boridy* [High temperature borides]. Moscow: Metallurgiya.

2. Kosolapova T.Ya. (ed.) (1986) Svoystva, poluchenie i primeneniye tugoplavkikh soedineniy [Properties, preparation, and application of refractory compounds]. Moscow: Metallurgiya.
3. Baumgartner H.R., Steiger R.A. (1984) Sintering and properties of titanium diboride made from powder synthesized in a plasma-arc heater. *Journal of the American Ceramic Society*. 67(3). pp. 207–212. doi: 10.1111/j.1151-2916.1984.tb19744.x
4. Bellosi A., Craziani T., Guicciard S., Tampieri A. (1992) Characteristics of TiB₂ ceramic. *British Ceramic Proceedings*. 49. pp. 163–174.
5. Khoa H.X., Tuan N.Q., Lee Y.H., Lee B.H., Vieta N.H., Kim J.S. (2013) Fabrication of Fe-TiB₂ composite powder by high-energy milling and subsequent reaction synthesis. *Journal of Korean Powder Metallurgy Institute*. 20(3). pp. 221–227. doi: 10.4150/KPMI.2013.20.3.221
6. Lepakova O.K., Terekhova O.G., Kostikova V.A., Kitler V.D. (2004) Cermet formation during mechanical activation of TiB₂ - Fe SHS powder in benzene. *Chemistry for Sustainable Development*. 4. pp. 443–446.
7. Kubodera S. (1987) Titanium diboride for high-wear resistance parts. *Nippon Kokan Technical Report*. 50. pp. 83–84.
8. Takabacu (1985) *Durable Superhard Materials of the Boride Class*. Patent 60-103148 Japan.
9. Hidenobu, Murayamatoshiyuki (1992) *A Method for Manufacturing Sintered Material Based on Titanium Boride* Patent 497954 Japan.
10. Panasyuk A.D. (1986) Fiziko-khimicheskie osnovy formirovaniya kompozitsionnykh materialov na osnove tugoplavkikh boridov [Physico-chemical bases of the formation of composite materials based on refractory borides]. In: *Boridy i materialy na ikh osnove*. Kyiv: IPM. pp. 22–29.
11. Karpinis D.M. (ed.) (1985) *Kompozitsionnye materialy. Spravochnik* [Composite materials. Handbook]. Kyiv: Naukova Dumka.
12. Borisova A.L. (1985) *Sovmestimost' tugoplavkikh soedineniy s metallami i grafitom* [Compatibility of refractory compounds with metals and graphite]. Kyiv: Naukova Dumka.
13. Ke Y., Matsugi K., Xu Zh., He Y., Choi Y., Wang M., Yu J. (2019) Synthesis of 30 vol%TiB₂ containing Fe₅Ti matrix composites with high thermal conductivity and hardness. *Materials Transactions*. 60(12). pp. 2516–2524. doi: 10.2320/matertrans.MT-M2019168
14. Kiffer R., Benezovskii F. (1968) *Tverdye materialy* [Solid materials]. Moscow: Metallurgiya.
15. Brewer L., Sawyer D., Temperton D. (2006) A study of the refractory borides. *Journal of the American Ceramic Society*. 34(6). pp. 173–179. doi: 10.1111/j.1151-2916.1951.tb11631.x
16. Blumenthal H. (1956) Production of transition metal diborides and their solid solutions from metal oxides and boron oxide. *Powder Metallurgy*. 7(3). pp. 79–81.
17. Samsonov G.V. (1955) K voprosu o prokhozhenii reaktsii vosstanovleniya dvyokisi titana uglerodom cherez stadii nizshikh okislov [On the issue of the reaction of reduction of titanium dioxide by carbon through the stages of lower oxides]. *Zhurnal prikladnoy khimii – Journal of Applied Chemistry*. 28. pp. 919–921.
18. Tennery V.J., Finch C.B., Yust C.S., Clark G.M. (1983) Structure-property correlations for TiB₂-based ceramics densified using active liquid metals. *Science of Hard Materials: Proceedings of the International Conference on the Science of Hard Materials*. New York, London. pp. 891–909. doi: 10.1007/978-1-4684-4319-6_49
19. Meyer R., Pastor H. (1969) Etude du frittage et de la compression a chaud des diborures de titane et de zirconium avec addition de metaux de transition et de quelques proprietes des alliages obtenus. *Planseeberichte fur Pulvermetallurgie*. 17(2). pp. 111–122.
20. Funke V.F., Yudkovskiy S.I., Samsonov G.V. (1961) Splavy sistemy B, Ti, Fe [Alloys of the B, Ti, Fe system]. *Zhurnal prikladnoy khimii – Journal of Applied Chemistry*. 34(5). pp. 1013–1020.
21. Iskol'dskiy I.I., Bogorodskaya L.P. (1957) O vozmozhnosti polucheniya metallokeramicheskikh tverdykh splavov na osnove boridov khroma, titana i vol'frama [About the possibility of obtaining metal-ceramic hard alloys based on borides of chromium, titanium, and tungsten]. *Zhurnal prikladnoy khimii – Journal of Applied Chemistry*. 30(2). pp. 177–185.

22. Khanra A.K., Godkhindi M.M., Pathak L.C. (2007) Sintering behaviour of ultra-fine titanium diboride powder prepared by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) technique. *Materials Science and Engineering A*. 454–455. pp. 281–287. doi: 10.1016/j.msea.2006.11.083
23. Kislyy P.S., Kuznetsova M.A. (1980) *Spekanie tugoplavkikh soedineniy* [Sintering of refractory compounds]. Kyiv: Naukova Dumka.
24. Kovalev D.Yu., Bolotskaya A.V., Mikhhev M.V. (2022) Self-propagation high-temperature synthesis in the Ti–B–Fe system with AlN additions. *Inorganic Materials*. 58(9). pp. 922–930. doi: 10.1134/S0020168522080052
25. Lepakova O.K., Raskolenko L.G., Afanas'ev N.I., Kitler V.D. (2012) Sintez, fazovyy sostav i struktura tverdykh splavov na osnove diborida titana [Synthesis, phase composition, and structure of titanium diboride-based hard alloys]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov – Physics and Chemistry of Materials Treatment*. pp. 54–58.
26. Lepakova O.K., Golobokov N.N., Kitler V.D., Radishevskaya N.I., Afanas'ev N.I. (2011) Vliyanie mekhanicheskoy aktivatsii i dobavok kremniya na strukturu i svoystva materialov, spechennykh iz SVS-kompozitsionnogo poroshka TiB₂-Fe [The effect of mechanical activation and silicon additives on the structure and properties of materials sintered from TiB₂-Fe SHS composite powder]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov – Physics and Chemistry of Materials Treatment*. pp. 71–76.
27. Song Y., Dong S., Stasiuk O., Savvakina D., Ivasishin O. (2020) Synthesis of Ti/TiB composites via hydrogen-assisted blended elemental powder metallurgy. *Frontiers in Materials*. 7. doi: 10.3389/fmats.2020.572005
28. Sun Y., Chang H., Fang Z., Dong Y., Dan Z., Guo Y., Zhou L. (2020) Study on microstructure and mechanical properties of low cost Ti-Fe-B alloy. *MATEC Web of Conferences “The 14th World Conference on Titanium”*. 321. Article 11029. doi: 10.1051/mateconf/20203211102929
29. Huang F., Fu Z., Yan A., Wang W., Wang H., Zhang J., Zhang Q. (2010) Experimental evidence of structural evolution for TiB₂ microcrystal under externally high stresses. *Journal of the Society of Powder Technology*. 1-2. pp. 83–86. doi: 10.1016/j.powtec.2009.08.023
30. Zhou D., Liu Y., Shen B., Zhao X., Xu Y., Tian J. (2016) Structural prediction of ultrahard semi-titanium boride (Ti₂B) using the frozen-phonon method. *Physical Chemistry Chemical Physics*. 18(11). pp. 7927–7931. doi: 10.1039/C6CP00758A
31. Gai L., Ziennicka-Sylwester M. (2014) The TiB₂-based Fe-matrix composites fabricated using elemental powders in one step process by means of SHS combined with pseudo-HIP. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. 45. pp. 141–146. doi: 10.1016/j.jmrhm.2014.04.008
32. Tian J.Z., Zhao Y.H., Wang B., Hou H., Zhang Y.M. (2018) The structural, mechanical and thermodynamic properties of Ti-B compounds under the influence of temperature and pressure: first-principles study. *Materials Chemistry and Physics*. 209. pp. 200–207. doi: 10.1016/j.matchemphys.2018.01.067
33. Lepakova O.K., Raskolenko L.G., Maksimov Y.M. (2004) Self-propagating high-temperature synthesis of composite material TiB₂-Fe. *Journal of Materials Science*. 39(11). pp. 3723–3732. doi: 10.1023/B:JMSC.0000030726.29507.2b
34. Patel M., Singh V., Kumar D. (2023) Effect of particle size and sintering additive on densification and mechanical properties of titanium diboride (TiB₂) ceramic. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 117. Article 106380. doi: 10.1016/j.jmrhm.2023.106380
35. Lepakova O.K., Raskolenko L.G., Maksimov Y.M. (2000) The mechanism of phase and structure formation of the Ti-B-Fe system in a combustion wave. *Combustion, Explosion, and Shock Waves*. 36. pp. 575–581. doi: 10.1007/BF02699520
36. Raskolenko L.G., Lepakova O.K., Maksimov Yu.M. (1991) Spekanie kompozitsionnykh chas-tits na osnove diborida titana, poluchennykh metodom SVS [Sintering of composite particles based on titanium diboride obtained by the SHS method]. *Samorasprostranayushchiysya*

vysokotemperaturnyy sintez – Self-Propagating High-Temperature Synthesis. Tomsk: Tomsk University Press. pp. 110–116.

Сведения об авторах:

Лепакова Ольга Клавдиевна – кандидат технических наук, научный сотрудник отдела структурной макрокинетики Томского научного центра Сибирского отделения Российской академии наук (Томск, Россия). E-mail: klavdievna.k@yandex.ru

Шкода Ольга Александровна – кандидат технических наук, старший научный сотрудник отдела структурной макрокинетики Томского научного центра Сибирского отделения Российской академии наук (Томск, Россия). E-mail: O.Shkoda@dsm.tsc.ru

Information about the authors:

Lepakova Ol'ga K. (Candidate of Technical Sciences, Senior Researcher, Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russian Federation). E-mail: klavdievna.k@yandex.ru

Shkoda Ol'ga A. (Candidate of Technical Sciences, Senior Researcher, Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russian Federation). E-mail: O.Shkoda@dsm.tsc.ru

Статья поступила в редакцию 24.07.2024; принята к публикации 01.08.2025

The article was submitted 24.07.2024; accepted for publication 01.08.2025