

УДК 621.762.04

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2022-1-66-75

Механические свойства и износостойкость металломатричных композитов на основе сплава Fe–Ni–Cu с полыми корундовыми микросферами

© 2022 г. **М.Я. Бычкова, О.С. Манакова, А.С. Ахметов, А. Кайсинов,
Е.Н. Авдеенко, П.А. Логинов, С. Воротыло**

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСИС», г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 14.01.22 г., доработана 01.02.22 г., подписана в печать 03.02.22 г.

Аннотация: Данная работа посвящена разработке композиционных материалов на основе сплава Fe–Ni–Cu с добавкой полых корундовых микросфер (ПКМ). Композиты были получены методом порошковой металлургии: смешиванием исходных металлических порошков в смесителях различных типов с последующим горячим прессованием. Компактные образцы композитов Fe–Ni–Cu + ПКМ характеризовались высокой относительной плотностью и однородностью микроструктуры. Введение ПКМ приводит к снижению прочности до 30 % (с 1125 до 800 МПа при концентрации ПКМ 15 об.%), однако полученные композиционные материалы сохраняли высокую пластичность. Методом микромеханического моделирования было установлено, что в таких композитах области концентрации напряжений возникают не на границе между ПКМ и матрицей, а на внутренней поверхности самих микросфер. В объеме матрицы вокруг ПКМ, напротив, происходят релаксация напряжений и формирование «разгруженных» областей. Введение ПКМ в матрицу на основе сплава Fe–Ni–Cu позволяет увеличить износ при трении о бетон марки М300 на 50–170 % при использовании фракции 70–100 мкм и на 160–325 % в случае фракции 100–140 мкм. При трении ПКМ выполняют роль резервуара для продуктов износа (частиц бетона), благодаря чему трущаяся поверхность материала матрицы остается свободной от продуктов износа и напрямую контактирует с обрабатываемым материалом. Интенсивный износ композитов с ПКМ делает их перспективными для использования в качестве связки алмазного инструмента, предназначенного для сухой резки бетона и железобетона.

Ключевые слова: алмазный инструмент, металломатричный композит, полые корундовые микросферы, износ, прочность.

Бычкова М.Я. – канд. техн. наук, науч. сотр. НУЦ СВБ МИСИС–ИСМАН, науч. сотр. лаборатории «In situ диагностика структурных превращений», ст. препод. кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП) НИТУ «МИСИС» (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: bychkova@shs.misis.ru.

Манакова О.С. – канд. техн. наук, зав. лабораторией НУЦ СВБ МИСИС–ИСМАН. E-mail: manakova_ol@mail.ru.

Ахметов А.С. – учеб. мастер кафедры ПМиФП, НИТУ «МИСИС». E-mail: aman1aotero@gmail.com.

Кайсинов А. – магистрант кафедры ПМиФП, НИТУ «МИСИС». E-mail: k_aslan97@mail.com.

Авдеенко Е.Н. – канд. техн. наук, мл. науч. сотр. лаборатории «In situ диагностика структурных превращений» НИТУ «МИСИС». E-mail: avdeenko.misis@mail.ru.

Логинов П.А. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. лаборатории «In situ диагностика структурных превращений», ст. препод. кафедры ПМиФП, НИТУ «МИСИС». E-mail: pavel.loginov.misis@list.ru.

Воротыло С. – канд. техн. наук, мл. науч. сотр. лаборатории «In situ диагностика структурных превращений», НИТУ «МИСИС». E-mail: stepan.vorotylo@gmail.com.

Для цитирования: Бычкова М.Я., Манакова О.С., Ахметов А.С., Кайсинов А., Авдеенко Е.Н., Логинов П.А., Воротыло С. Механические свойства и износостойкость металломатричных композитов на основе сплава Fe–Ni–Cu с полыми корундовыми микросферами. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2022. Т. 16. No. 1. С. 66–75. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2022-1-66-75.

Mechanical properties and wear resistance of Fe–Ni–Cu-based metal matrix composites reinforced with hollow corundum microspheres

M.Ya. Bychkova, O.S. Manakova, A.S. Akhmetov, A. Kaysinov, E.N. Avdeenko, P.A. Loginov, S. Vorotilo

National University of Science and Technology (NUST) «MISIS», Moscow, Russia

Received 14.01.2022, revised 01.02.2022, accepted for publication 03.02.2022

Abstract: This paper focuses on the development of composite materials based on the Fe–Ni–Cu alloy with hollow corundum microspheres (HCM). The composites were produced by means of powder metallurgy: by mixing initial metallic powders in various

types of mixers followed by hot pressing. Compact samples of Fe–Ni–Cu + HCM composites featured high relative density and microstructure homogeneity. The introduction of HCM leads to a decrease in strength to 30 % (from 1125 MPa to 800 MPa at a HCM concentration of 15 vol.%). However, resulting composite materials retained high plasticity. It was established by the micromechanical modeling method that such composites have stress concentration regions not at the interface between HCM and the matrix, but on the inner surface of microspheres. On the contrary, the adjacent matrix volume around HCM features stress relaxation and «unloaded» regions formed. HCM introduction into the matrix based on the Fe–Ni–Cu alloy increases wear resulting from friction on M300 concrete by 50–170 % with a grain size of 70–100 µm and by 160–325 % with a grain size of 100–140 µm. During friction, HCMs act as a reservoir for debris (concrete particles), so the matrix surface remains free of wear products and directly contacts the material processed. The heavy wear of composites with HCM makes them promising for use as a binder in diamond tools designed for the dry cutting of concrete and reinforced concrete.

Keywords: diamond tool, metal matrix composite, hollow corundum microspheres, wear, strength.

Bychkova M.Ya. – Cand. Sci. (Eng.), research scientist of Scientific-Educational Center of SHS MISIS–ISMAN, research scientist of the Laboratory «In situ diagnostics of structural transformations», senior lecturer of the Department of powder metallurgy and functional coatings of National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: bychkova@shs.misis.ru.

Manakova O.S. – Cand. Sci. (Eng.), head of laboratory of Scientific-Educational Center of SHS MISIS–ISMAN. E-mail: manakova_ol@mail.ru

Akhmetov A.S. – department assistant of the Department of powder metallurgy and functional coatings of NUST «MISIS». E-mail: aman1aotero@gmail.com.

Kaisinov A. – master's student of the Department of powder metallurgy and functional coatings of NUST «MISIS». E-mail: k_aslan97@mail.com.

Avdeenko E.N. – Cand. Sci. (Eng.), junior research scientist of the Laboratory «In situ diagnostics of structural transformations» of NUST «MISIS». E-mail: avdeenko.misis@mail.ru.

Loginov P.A. – Cand. Sci. (Eng.), senior research scientist of the Laboratory «In situ diagnostics of structural transformations», senior lecturer of the Department of powder metallurgy and functional coatings of NUST «MISIS». E-mail: pavel.loginov.misis@list.ru.

Vorotilo S. – Cand. Sci. (Eng.), junior research scientist of the Laboratory «In situ diagnostics of structural transformations» of NUST «MISIS». E-mail: stepan.vorotylo@gmail.com.

For citation: Bychkova M.Ya., Manakova O.S., Akhmetov A.S., Kaisinov A., Avdeenko E.N., Loginov P.A., Vorotilo S. Mechanical properties and wear resistance of Fe–Ni–Cu-based metal matrix composites reinforced with hollow corundum microspheres. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2022. Vol. 16. No. 1. P. 66–75 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2022-1-66-75.

Введение

Алмазные режущие и шлифовальные инструменты представляют собой большой класс материалов, применяемых в строительстве и горнодобывающей индустрии. Существует большое количество типов инструмента: отрезные сегментные диски, кольцевые сверла, канатные пилы, фрезы, шлифовальные план-шайбы и т.п. Все они производятся методом порошковой металлургии и представляют собой композиционный материал — сочетание алмазных монокристаллов и окружающей их матрицы — связки [1, 2]. Одно из главных достоинств алмазного инструмента — постоянство служебных характеристик: производительности, скорости резания. Это достигается благодаря эффекту самозатачивания [3–5]. Он заключается в циклическом обновлении рабочего слоя в процессе износа при эксплуатации.

При обработке большинства абразивных материалов (бетона, асфальта, природного камня)

алмазный инструмент работает в режиме самозатачивания. Одно из важнейших условий для этого — наличие воды в зоне резания. Смесь воды с пылеобразными продуктами износа формирует абразивный шлам, который постепенно изнашивает связку и приводит к экспозиции нового слоя алмазных зерен. Тем не менее «мокрое» резание в ряде случаев является нежелательным или невозможным — например, при демонтаже и утилизации объектов химических, радиационно-опасных производств, при работе внутри зданий, где закончены интерьерные работы, при сверлении снизу вверх и т.д. Поэтому адаптация существующих видов алмазного инструмента к условиям «сухой» резки, особенно труднообрабатываемых материалов — таких, как железобетон, является актуальной задачей.

Логичным решением данной проблемы является применение в качестве связок материалов

с относительно невысокой прочностью. Связки на основе меди и бронзы удовлетворяют данному требованию. Однако их использование в условиях высоких нагрузок и температур, развивающихся в зоне контакта, может привести к существенной пластической деформации рабочей области и, в результате, к выводу инструмента из строя. Поэтому наиболее перспективным направлением является применение связок на основе железных сплавов (они имеют достаточно высокую температуру плавления, родство к углероду, прочность и технологичность [6–8]) с введением порообразующих агентов. Наличие в связках пор позволит разупрочнить связку и изменить механизм износа при трении.

В качестве порообразователя в связках алмазного инструмента могут быть использованы различные летучие материалы, нагрев которых при спекании сопровождается выделением большого объема газа. К таким добавкам относятся TiH_2 [9], полиметилметакрилат (ПММА) [10], гранулированный сахар [11] и т.д. Принципиально другой вид порообразователя — полые микросферы из различных соединений, химически и термически устойчивых в условиях компактирования алмазных сегментов. Известны работы, где в различные связки (чаще в керамические и полимерные) вводили микросферы из Al_2O_3 [12–14], SiO_2 [15], зольные микросферы [16, 17]. Такой вид модификатора связок имеет ряд преимуществ перед летучими соединениями. Во-первых, применяя микросферы определенного гранулометрического состава, можно контролировать размер пор. Во-вторых, поры, создаваемые микросферами, всегда будут иметь правильную сферическую форму и не приведут к локализации напряжений на границе с матрицей. Среди всех порообразователей наиболее привлекательным является корунд Al_2O_3 благодаря высокому модулю упругости, низкому коэффициенту теплового расширения, химической инертности по отношению к большинству металлов, используемых в качестве связок алмазного инструмента. Применение полых корундовых микросфер (ПКМ) в настоящее время ограничено шлифовальным инструментом, предназначенным для обработки твердых материалов, например корунда, карбида кремния и т.д. Однако такой подход к модифицированию металлической связки является перспективным и для инструмента, предназначенного для сухой резки бетона и железобетона.

В данной работе исследовано влияние ПКМ на структуру и механические свойства связки Fe—Ni—Cu, на ее износостойкость при трении в паре с обрабатываемым материалом (бетоном).

Исходные материалы и методики исследований

В качестве исходных материалов были использованы порошки карбонильного железа марки ВК-3 (средний размер частиц $d = 9$ мкм, ООО «Синтез-ПКЖ», г. Дзержинск), карбонильного никеля марки ПНК-УТЗ ($d = 10$ мкм, АО «Кольская ГМК»), электролитической меди марки ПМС-1 ($d = 35$ мкм, «Уралэлектромедь», г. В. Пышма), корундовые микросферы (фракции 70–100 и 100–140 мкм, АО «КитСтрой», г. С.-Петербург).

Смешивание порошков Fe, Ni и Cu в массовом соотношении 50 : 45 : 5 проводили в планетарной центробежной мельнице (ПЦМ) МПП-1 (Россия) в следующем режиме: скорость вращения барабанов — 300 об/мин, центробежный фактор — 28 g, продолжительность смешивания — 3 мин. Микросферы вводили в смесь с помощью лабораторного смесителя «Turbula» (2 ч, с добавлением 10 % гексана).

Компактирование полученных порошковых смесей осуществляли методом горячего прессования (ГП) на установке Dr. Fritsch (Германия). Температура ГП составляла 950 °С, давление при максимальной температуре — 35 МПа, время выдержки — 3 мин. Таким образом были получены компактные образцы размером 100×100×3 мм, из которых далее вырезали образцы для механических и трибологических испытаний.

Построение и обработку конечно-элементной модели проводили с использованием следующих программных комплексов: ABAQUS CAE 6.14, Intel (R) Fortran Compiler 17.0. Расчеты выполняли в рамках приближения малых деформаций для линейной теории упругости. Для автоматического построения трехмерных расчетных ячеек нанокompозита применялся программный код, реализованный в среде Compaq Visual Fortran.

Измерения предела прочности при изгибе проводили на универсальной сервогидравлической машине LF-100 (Walter + bai, Швейцария) с внешним цифровым контроллером (EDC). Определение значений предела прочности осуществляли с использованием программного обеспечения, позволяющего выполнять автоматическую реги-

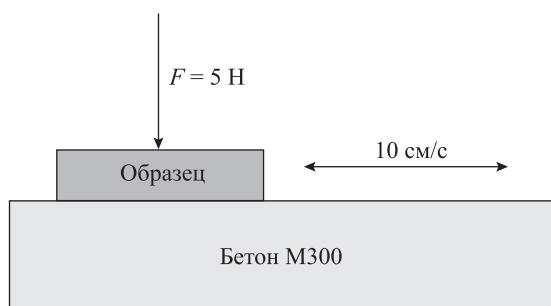


Рис. 1. Схема проведения трибологических испытаний
Fig. 1. Tribological test setup

страцию и статистическую обработку результатов испытания (программа «DIONPro»).

Трибологические испытания образцов связок с добавкой ПКМ выполняли по схеме «стержень—пластина» при возвратно-поступательном движении (рис. 1) на машине трения «Tribometer» (CSM Instruments, Швейцария) при условиях, аналогичных приведенным в работах [18—20]. В качестве неподвижного контртела выступали призматические образцы базовой и модифицированной ПКМ-связки Fe—Ni—Cu. Подвижной частью пары трения был шлифованный образец из бетона марки М300. Испытания проводили под нагрузкой 5 Н со скоростью 10 см/с. Суммарный пробег составил 1 км. Износ фиксировали по убыли массы контртела на весах AND (Япония) с точностью до 10—5 г.

Исследование структуры компактных образцов, а также поверхности образцов после трибологических испытаний осуществляли методом сканирующей электронной микроскопии с помощью микроскопа S-3400N (Hitachi, Япония), оснащенного рентгеновским энергодисперсионным спектрометром NORAN (Thermo Scientific, США).

Результаты и их обсуждение

Получение композитов с ПКМ

Характер распределения структурных составляющих в композитах Fe—Ni—Cu, модифицированных ПКМ, оценивали методом СЭМ на полированных ГП-образцах. Как видно на рис. 2, ПКМ распределены равномерно в объеме материала и не образуют агломератов. Используемые ПКМ имели достаточно толстые стенки, что позволяло им выдерживать нагрузки при ГП без разрушения. Средний диаметр полости ПКМ составлял 60 мкм.

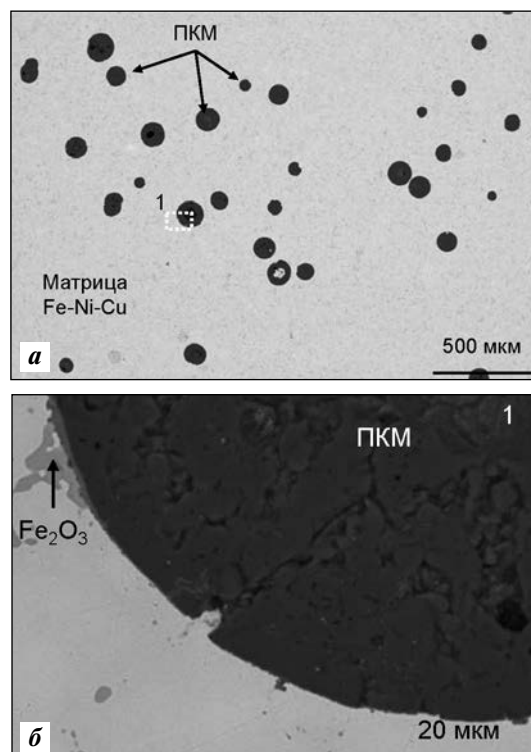


Рис. 2. Микроструктура полированного образца связки Fe—Ni—Cu—5%ПКМ (а) и изображение границы раздела «матрица—ПКМ» (б)
Fig. 2. Microstructure of polished Fe—Ni—Cu—5%HCM binder sample (а) and image of «matrix—HCM» interface (б)

Прилегание матрицы к ПКМ было идеальным: на границе раздела отсутствовали крупные поры и трещины, которые могли бы повлиять на удержание сфер в материале и, таким образом, на механические свойства композита. Компоненты связки имеют низкую смачиваемость по отношению к Al_2O_3 [21]. Однако важную роль при взаимодействии связки с ПКМ мог играть оксид железа Fe_2O_3 , присутствующий в малых концентрациях (менее 1 %) в качестве примеси в порошковой смеси Fe—Ni—Cu после ее обработки в ПЦМ. Оксиды железа и алюминия обладают частичной растворимостью при температуре 950 °С (5—7 мол.%) [22] и могут образовывать шпинель $FeAl_2O_4$, что положительно сказывается на адгезии компонентов.

Моделирование процессов деформации композитов с ПКМ

Для понимания механизмов деформации и разрушения композитов, содержащих ПКМ, была разработана компьютерная модель, связывающая концентрацию и характер распределения поро-

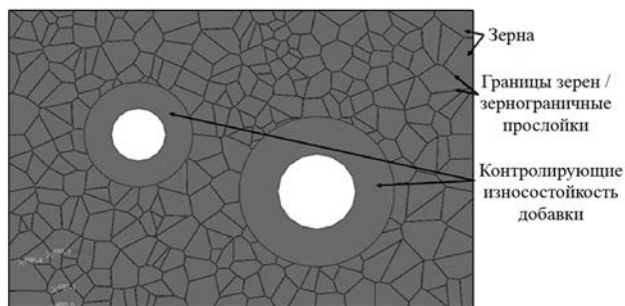


Рис. 3. Модель первого уровня (макромодель), содержащая зерна матрицы размером 5–10 мкм и 3 % контролирующих износостойкость добавок — сфер оксида алюминия диаметром 70–150 мкм

Fig. 3. First-level model (macromodel) containing 5–10 μm matrix grains and 3 % of wear resistance control additives — aluminum oxide spheres 70–150 μm in diameter

образующей добавки с механическими свойствами композитов. Моделируемые композиты представлены следующими структурными составляющими: однофазная твердорастворная матрица + ПКМ.

Контролирующие износостойкость добавки принимались в виде полых сфер диаметром 70–100 мкм с толщиной стенки, составляющей 0,25 % от диаметра.

Для разбиения построенной модели на тетрагональные конечно-элементные сетки применялся подход «встраиваемых разбиений» (embedded elements meshing approach) [23]. Зеренная структура генерировалась с использованием тесселяции Пуассона—Вороного [24]. По результатам исследования микроструктуры композитов на основе сплава Fe—Ni—Cu [25] была построена двухуровневая модель. Модель первого уровня (макромодель) включала в себя зерна размером от 350 нм до 12 мкм, разделенные прослойками зернограницной фазы шириной 70–100 нм, а также контролирующие износостойкость добавки (рис. 3).

Механические свойства металлических матриц, наночастиц и регулирующих износостойкость добавок, использованные для расчета, приведены в табл. 1.

Для анализа распределения напряжений и деформаций в материале при одноосном растягивающем нагружении к одной из поверхностей модельной ячейки прикладывали растягивающее напряжение вдоль оси Y ; при этом противоположная поверхность модельной ячейки была зафиксиро-

Таблица 1. Механические свойства связки Fe—Ni—Cu и ПКМ

Table 1. Mechanical properties of Fe—Ni—Cu binder and HCM

Материал	E , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа
50%Fe—45%Ni—5%Cu [25]	104	256
Al_2O_3 [24]	400	—

рована граничным условием YSUMM (движение вдоль оси Y ограничено). Затем проводился анализ возникающих напряжений и деформаций в различных сечениях модели. Перемещение «верхней» плоскости модельной ячейки вдоль оси Y принимали равным линейной деформации материала, а возникающие силы противодействия (RF — reaction force) в «нижней» плоскости использовали для расчета напряжений в данном сечении материала:

$$S = RF/A, \quad (1)$$

где S — напряжение материала, Па; RF — сила противодействия растяжению, Н; A — площадь сечения модельной ячейки, м^2 .

Известно, что в большинстве случаев добавление армирующих фаз приводит к росту твердости и модуля упругости, но значительному снижению пластичности. Однако, согласно полученным экспериментальным данным, при добавлении контролирующих износостойкость добавок (микросфер) даже в значительно больших количествах (до 15 %) снижения пластичности композита не происходило. Для анализа такого аномального поведения была построена конечно-элементная модель (рис. 4), включающая в себя зеренную структуру матрицы и полые микросферы.

Компьютерные эксперименты показали, что в таких композитах области концентрации напряжений возникают не на границе между частицей и матрицей, а на внутренней поверхности полых микросфер. В объеме матрицы вокруг ПКМ, напротив, происходят релаксация напряжений и формирование «разгруженных» областей (рис. 4, б—г). В случае ПКМ модуль упругости сферы значительно выше модуля упругости матрицы (табл. 1), что позволяет сфере выдерживать высокие нагрузки и обеспечивать делокализацию напряжений вплоть до разрушения сферы.

Результаты, полученные при компьютерном моделировании процессов деформации компози-

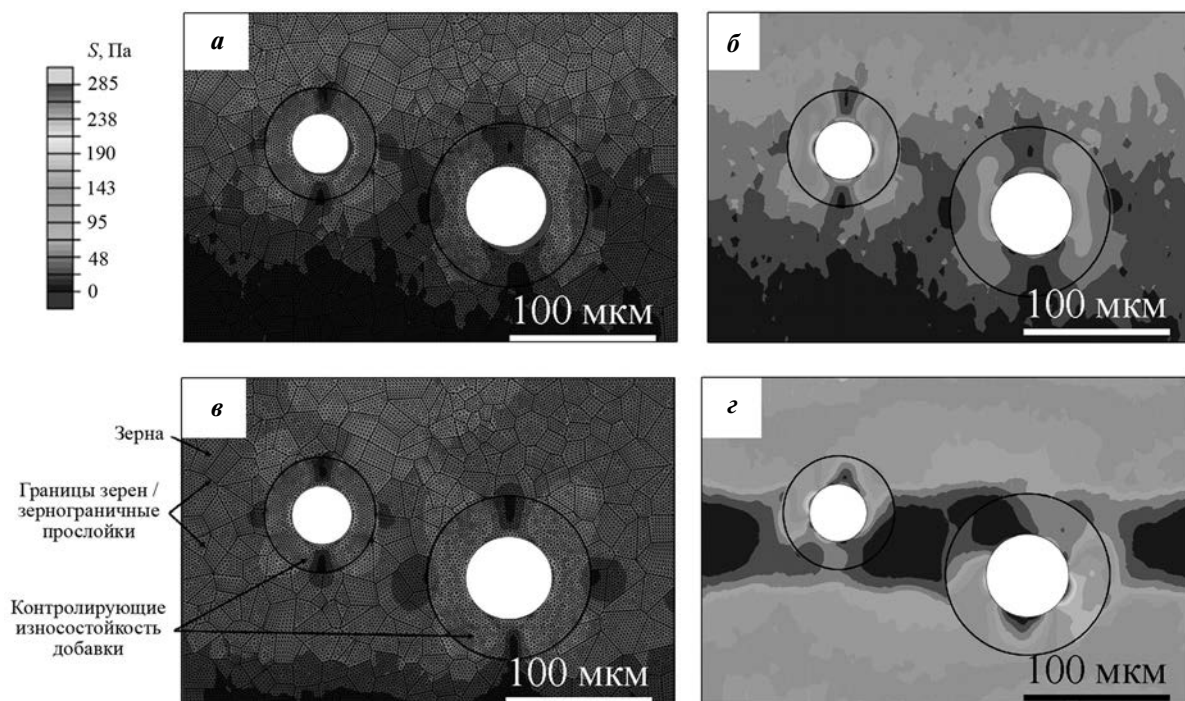


Рис. 4. Микроструктура композита Fe–Ni–Cu + ПКМ при степени деформации $\Delta = 0,30\%$ (а), $0,50\%$ (б), $0,69\%$ (в) и $0,84\%$ (г)

Fig. 4. Microstructure of Fe–Ni–Cu + HCM binder at the degree of strain $\Delta = 0.30\%$ (a), 0.50% (б), 0.69% (в) and 0.84% (г)

тов со связкой Fe–Ni–Cu, позволяют утверждать, что армирование добавками ПКМ представляется перспективным с точки зрения сохранения пластичности.

Исследование механических свойств композиционных материалов Fe–Ni–Cu–ПКМ

С целью исследования прочности композитов с ПКМ методом ГП было изготовлено 2 серии образцов (фракции ПКМ 70–100 мкм и 100–140 мкм). Содержание порообразующей добавки варьировали в диапазоне 3–15 об. %.

Установлено, что самым высоким значением предела прочности при изгибе характеризовались образцы, не содержащие ПКМ, — 1125 МПа (рис. 5). Введение ПКМ приводит к разупрочнению композита. Тем не менее наблюдаемое снижение прочности не является критичным и при максимальных концентрациях порообразующей добавки не превышает 33 % (770–800 МПа).

На рис. 6 представлены деформационные кривые композитов с ПКМ. Самым высоким значением стрелы прогиба $f = 8$ мм в момент разрушения характеризовался базовый сплав Fe–Ni–Cu. С увеличением концентрации ПКМ пластичность

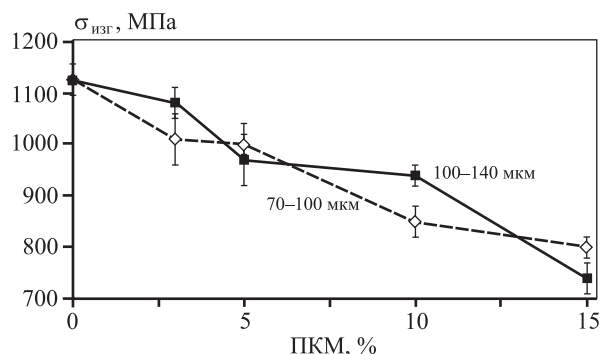


Рис. 5. Графики зависимостей предела прочности при изгибе композитов с матрицей Fe–Ni–Cu от концентрации ПКМ

Fig. 5. Plots of bending strength versus HCM concentration for Fe–Ni–Cu matrix composites

композитов уменьшается. Однако, как видно по характеру кривых, разрушение всех образцов происходит после существенной пластической деформации.

С целью определения механизмов разрушения композитов и выявления роли ПКМ в этих процессах были исследованы микроструктуры изломов после испытаний на изгиб.

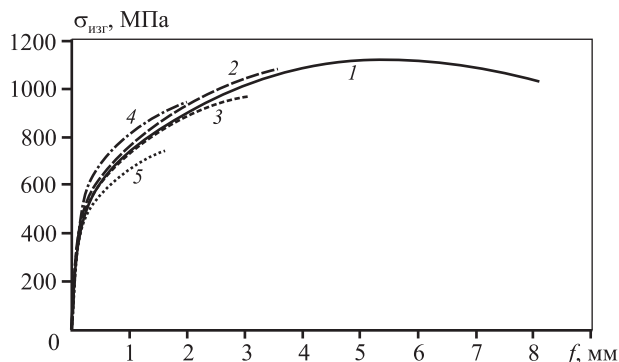


Рис. 6. Кривые деформации композитов на основе сплава Fe–Ni–Cu с ПКМ при изгибе
1 – Fe–Ni–Cu, 2 – 3 % ПКМ, 3 – 5 % ПКМ, 4 – 10 % ПКМ, 5 – 15 % ПКМ

Fig. 6. Flexural strain curves for composites based on Fe–Ni–Cu alloy with HCM

1 – Fe–Ni–Cu, 2 – 3 % HCM, 3 – 5 % HCM, 4 – 10 % HCM, 5 – 15 % HCM

На рис. 7 приведены снимки излома образца Fe–Ni–Cu + X % ПКМ. Большая часть поверхности изломов имеет фасеточное строение, типичное для вязкого разрушения материалов. У незначительной части поверхности излома наблюдаются следы гладких сколов — углублений в

форме полусфер, повторяющих геометрию ПКМ. В этих областях разрушение проходило по границе раздела «матрица–ПКМ» и имело хрупкий характер. Также на изломе можно заметить ПКМ правильной сферической формы, выступающие над поверхностью матрицы. Очевидно, наличие неповрежденных ПКМ указывает на аналогичный характер разрушения (отслоение матрицы от ПКМ).

Большая доля от общего количества ПКМ на изломе была повреждена (см. рис. 7). Как правило, это были сферы, разрушенные в плоскости максимального радиуса. В центральной части таких ПКМ видны полости, а стенки имеют многочисленные радиальные трещины. В данном случае энергия, необходимая для создания микротрещины на границе раздела между матрицей и ПКМ, выше, чем энергия, необходимая для разрушения самой ПКМ. Такой характер разрушения согласуется с результатами микромеханического моделирования и свидетельствует о том, что напряжения при деформации композита преимущественно локализуются внутри микросфер.

Следует отметить, что концентрация ПКМ не влияет на вязкий характер разрушения композита при деформации.

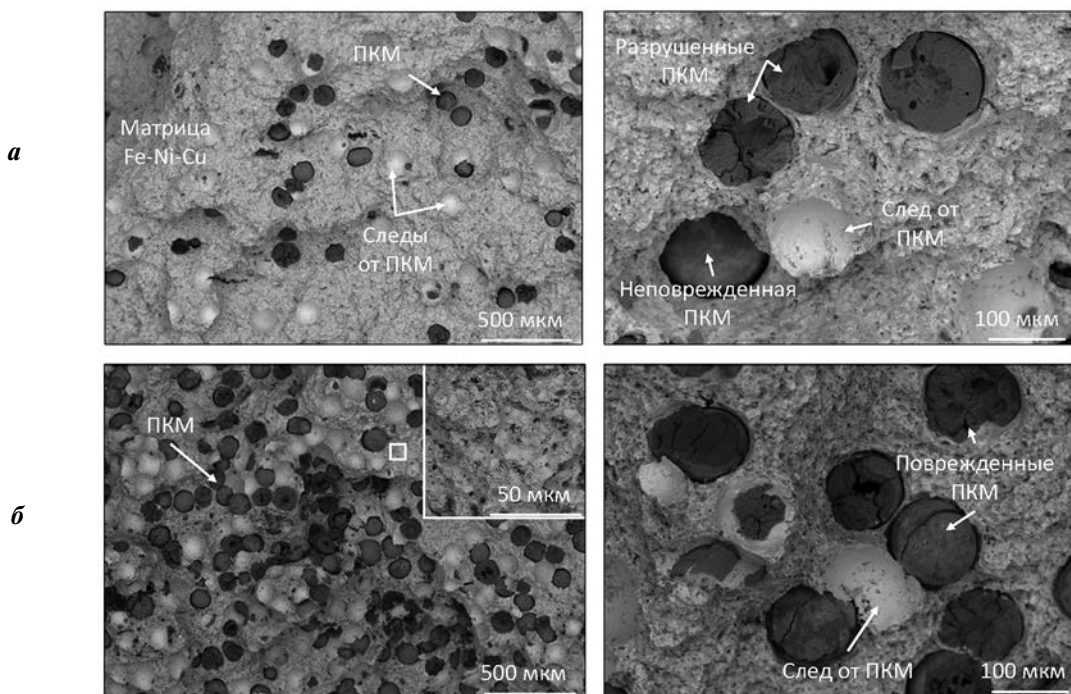


Рис. 7. Структуры изломов композитов Fe–Ni–Cu + 3 % ПКМ (а) и Fe–Ni–Cu + 15 % ПКМ (б)

Fig. 7. Fracture images for Fe–Ni–Cu + 3 % HCM (а) and Fe–Ni–Cu + 15 % HCM (б) composites

Влияние ПКМ на износостойкость связок Fe–Ni–Cu

Результаты трибологических испытаний композитов с ПКМ представлены в табл. 2. Добавка ПКМ, в зависимости от ее концентрации, приводила к увеличению износа на 50–170 % при использовании фракции 70–100 мкм и на 160–325 % — в случае фракции 100–140 мкм.

Для изучения особенностей износа образцы после испытаний были исследованы методом СЭМ. Большая часть поверхности базового образца Fe–Ni–Cu была покрыта продуктами износа контртела и бетонной пластины (рис. 8, *а*). Это свидетельствует о том, что на начальной стадии происходят трение и взаимный абразивный износ пары трения. Появление продуктов износа в месте контакта в процессе испытаний обуславливает формирование промежуточного трибослоя и изменение механизма износа. При увеличении продолжительности процесса трения продукты износа (преимущественно частицы бетона) налипают на контртело, что приводит к изменению состава тру-

Таблица 2. Износ (Δm) композитов Fe–Ni–Cu + X%ПКМ после трибологических испытаний

Table 2. Wear (Δm) of Fe–Ni–Cu + X%HCM composites after tribological tests

Доля ПКМ X, %	Фракция ПКМ, мкм	Δm , 10^{-4} г
0	—	2,0
3	70–100	3,0
5	70–100	3,2
10	70–100	3,0
15	70–100	5,4
3	100–140	5,2
5	100–140	5,4
10	100–140	8,4
15	100–140	8,5

щихся поверхностей на «бетон/бетон» (рис. 9, *а*). В этих условиях износ контртела из сплава Fe–Ni–Cu останавливается.

На рис. 8, *б* представлен снимок образца Fe–

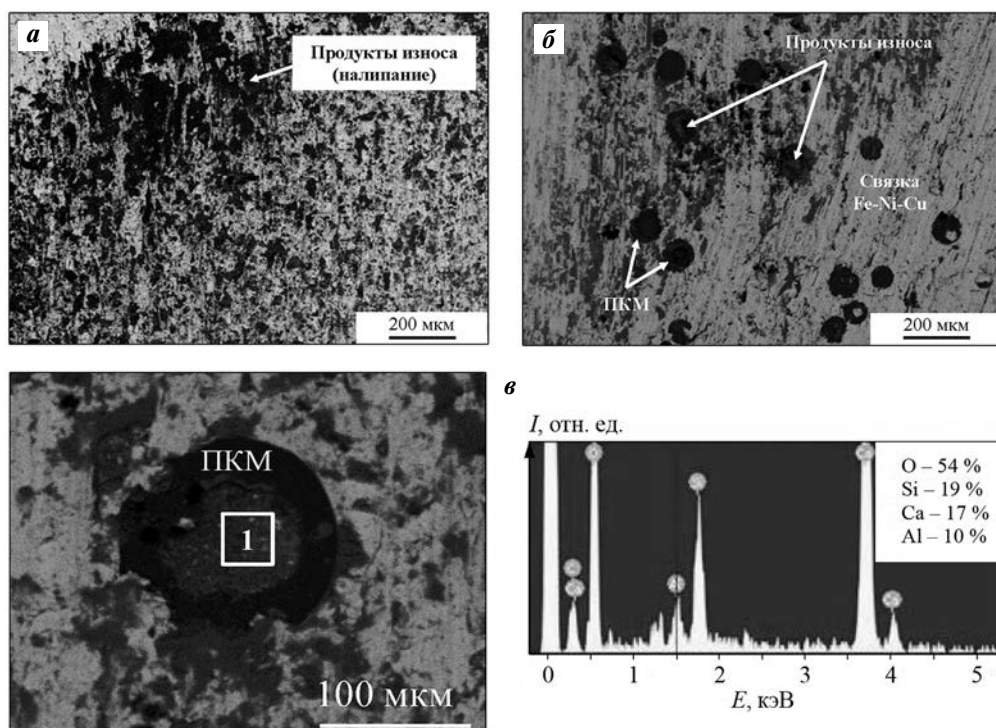


Рис. 8. Изображения поверхностей образцов Fe–Ni–Cu (*а*) и Fe–Ni–Cu + 5 % ПКМ (*б*) после трибологических испытаний и крупное изображение ПКМ, заполненной продуктами износа, со спектром ЭДС из выделенной области (*в*)

Fig. 8. Surface images of Fe–Ni–Cu (*a*) and Fe–Ni–Cu + 5 % HCM (*b*) samples after tribological tests and close-up image of HCM filled with debris, with EDX spectrum from highlighted area (*в*)

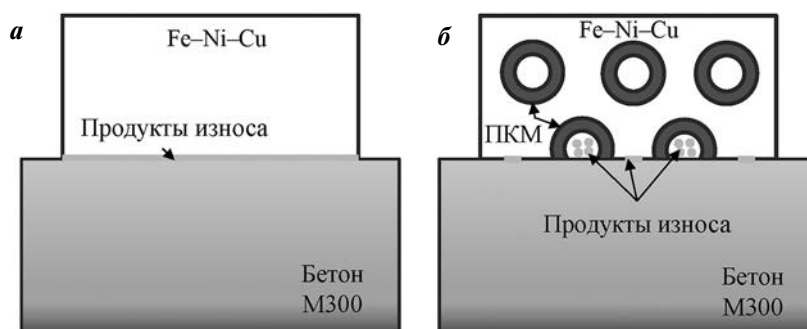


Рис. 9. Схематическое изображение пар трения «Fe–Ni–Cu/бетон М300» (а) и «Fe–Ni–Cu + 15 % ПКМ/бетон М300» (б)

Fig. 9. Schematic image of «Fe–Ni–Cu/M300 concrete» (а) and «Fe–Ni–Cu + 15 % HCM/M300 concrete» (б) friction pairs

Ni–Cu + 5 % ПКМ после трибологических испытаний. Большая часть поверхности матрицы не покрыта продуктами износа. Образовавшиеся борозды, направленные параллельно направлению движения в паре трения, свидетельствуют об абразивном износе контртела. Полости всех ПКМ заполнены продуктами износа (частицами бетона), что подтверждается результатами ЭДС (рис. 8, в).

Изменение механизма и количественное увеличение износа (см. табл. 2) при введении ПКМ связаны с их ролью резервуара для продуктов износа. Частицы бетона выводятся из области контакта и заполняют полости ПКМ (рис. 9). За счет этого значительная часть поверхности материала матрицы остается свободной от продуктов износа и продолжает контактировать с абразивным материалом. Это приводит к интенсивному изнашиванию данных композитов, что является важным условием для их использования в качестве связок алмазного инструмента, предназначенного для сухой резки бетона и железобетона.

Указанное представление о механизмах износа в исследованных парах трения подтверждается количественными данными (см. табл. 2), согласно которым увеличение содержания ПКМ и их среднего размера, а следовательно, и общего объема пустот для заполнения продуктами износа, приводит к более интенсивному изнашиванию.

Другим возможным объяснением повышения износа образцов с добавками ПКМ является рост абразивности шлама, который происходит за счет хрупкого разрушения ПКМ и попадания их осколков в контактную зону. Однако учитывая отсутствие выкрашивания ПКМ на поверхности композита и их надежное закрепление в матрице, реализация такого механизма будет более вероят-

ной при значении износа композита, соизмеримом с диаметром ПКМ.

Выводы

1. Методами порошковой металлургии были получены компактные образцы композиционных материалов на основе сплава Fe–Ni–Cu с добавками 3–15 % ПКМ различного фракционного состава.

2. Добавка ПКМ в матрицу на основе сплава Fe–Ni–Cu обуславливает снижение прочности (до 33 % при концентрации ПКМ 15 об.%), но не приводит к изменению вязкого характера разрушения. Методом микромеханического моделирования установлено, что при деформации композитов Fe–Ni–Cu–X%ПКМ локализация напряжений происходит на внутренних стенках микросфер, что было подтверждено при исследованиях микроструктур изломов образцов после механических испытаний.

3. Введение ПКМ в матрицу на основе сплава Fe–Ni–Cu позволяет увеличить износ при трении о бетон марки М300 на 50–170 % и 160–325 % при использовании соответственно фракций 70–100 мкм и 100–140 мкм. При трении ПКМ выполняют роль резервуара для продуктов износа (частиц бетона), благодаря чему трущаяся поверхность материала матрицы остается свободной от продуктов износа и напрямую контактирует с обрабатываемым материалом.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 17-79-20384.

Авторы выражают благодарность сотрудникам НИТУ «МИСиС» докт. техн. наук М.И. Петржику и канд. техн. наук С.К. Муканову за помощь в обсуждении полученных результатов.

Acknowledgments: The research was funded by the Russian Science Foundation as part of Project № 17-79-20384.

The authors thank NUST «MISIS» staff, M.I. Petrzhik, Doctor of Engineering, and S.K. Mukanov, PhD in Engineering, for their assistance in the discussion of findings.

Литература/References

1. Loginov P.A., Sidorenko D.A., Levashov E.A., Petrzhik M.I., Bychkova M.Ya., Mishnaevsky Jr.L. Hybrid metallic nanocomposites for extra wear-resistant diamond machining tools. *Int. J. Refract. Met. H.* 2018. Vol. 71. P. 36–44.
2. Konstanty J. Powder metallurgy diamond tools. Oxford: Elsevier, 2006.
3. Konstanty J.S., Tyralla D. Wear mechanism of iron-base diamond-impregnated tool composites. *Wear*. 2013. Vol. 303. Iss. 1–2. P. 533–540.
4. Malevich N., Müller C.H., Dreier J., Kansteiner M., Biermann D., De Pinho Ferreira M., Tillmann W. Experimental and statistical analysis of the wear of diamond impregnated tools. *Wear*. 2021. Vol. 468–469. Paper 203574.
5. Liu W., Gao D. Study on the anti-wear performance of diamond impregnated drill bits. *Int. J. Refract. Met. H.* 2021. Vol. 99. Paper 105577.
6. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Yutskevych S.S. Mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn materials with different amounts of CrB₂ used as matrices for diamond-containing composites. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 4. P. 251–263.
7. Mechnik V.A., Bondarenko M.O., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Kuzin M., Gevorkyan E.S. Influence of diamond–matrix transition zone structure on mechanical properties and wear of sintered diamond-containing composites based on Fe–Cu–Ni–Sn matrix with varying CrB₂ content. *Int. J. Refract. Met. H.* 2021. Vol. 100. Paper 105655.
8. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Dub S.N., Kolodnitskyi V.M., Nesterenko Yu.V., Kuzin N.O., Zakiev I.M., Gevorkyan E.S. A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites. *Mater. Charact.* 2018. Vol. 146. P. 209–216.
9. Loginov P.A., Sidorenko D.A., Shvyndina N.V., Sviridova T.A., Churyumov A.Yu., Levashov E.A. Effect of Ti and TiH₂ doping on mechanical and adhesive properties of Fe–Co–Ni binder to diamond in cutting tools. *Int. J. Refract. Met. H.* 2019. Vol. 79. P. 69–78.
10. Lv X., Lin Z., Zhu Y., Zhao J., Zhao G. Effect of PMMA pore former on microstructure and mechanical properties of vitrified bond CBN grinding wheels. *Ceram. Int.* 2013. Vol. 39. P. 1893–1899.
11. Mao J.B., Zhang F.L., Liao G.C., Zhou Y.M., Huang H.P., Wang C.Y., Wu S.H. Effect of granulated sugar as pore former on the microstructure and mechanical properties of the vitrified bond cubic boron nitride grinding wheels. *Mater. Design*. 2014. Vol. 60. P. 328–333.
12. Ding W.F., Xu J.H., Chen Z.Z., Yang C.Y., Song C.J., Fu Y.C. Fabrication and performance of porous metal-bonded CBN grinding wheels using alumina bubble particles as pore-forming agents. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2013. Vol. 67. P. 1309–1315.
13. Zhao B., Yu T., Ding W., Li X. Effects of pore structure and distribution on strength of porous Cu–Sn–Ti alumina composites. *Chinese J. Aeronaut.* 2017. Vol. 30 (6). P. 2004–2015.
14. Wang C.C., Zhang F.L., Pan J.S., Mao J.B., Long Y., Huang H.P., Wang C.Y., Lin H.T., Deng X., Wu S.H. An experimental study on preparation of vitrified bond diamond grinding wheel with hollow spherical corundum granules as pore former. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2017. Vol. 93. P. 595–603.
15. Wu Y., Yan Q., Zhang X. Wear behavior of metal bond diamond composite with hollow spherical silica particles as pore former. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2019. Vol. 104. P. 4757–4767.
16. Yin Y., Fang J., Xue Q. Effect of fly ash cenosphere pore formers on the microstructure and mechanical properties of vitrified diamond grinding wheels. *Int. J. Refract. Met. H.* 2017. Vol. 67. P. 82–89.
17. Yin Y., Xu P., Fang J., Yang J. Effect of fly ash cenosphere–SiO₂ core-shell microspheres on physical properties and microstructures of vitrified bond diamond tools. *Diam. Relat. Mater.* 2020. Vol. 103. Paper 107703.
18. Перегудов А.Б., Ешидоржиев В.Д., Петржик М.И., Климова А.И. Оценка износостойкости искусственных гарнитурных зубов in vitro при модельном возвратно-поступательном движении. *Стоматология для всех: International Dental Review*. 2013. No. 4. С. 20–25.
19. Перегудов А.Б., Ешидоржиев В.Д., Петржик М.И., Климова А.И. Evaluation of the wear resistance of artificial garniture teeth in vitro during model reciprocating motion. *Stomatologiya dlya vseh (International Dental Review)*. 2013. No. 4. P. 20–25 (In Russ.).
20. Петржик М.И., Левашов Е.А. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallogr. Rep.* 2007. Vol. 52. Iss. 6. P. 966–974.
21. Петржик М.И., Филонов М.Р., Печеркин К.А., Левашов Е.А., Олесова В.Н., Поздеев А.И. Износостойкость и механические свойства сплавов медицинского назначения. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2005. No. 6. С. 62–69.
22. Петржик М.И., Филонов М.Р., Печеркин К.А., Левашов Е.А., Олесова В.Н., Поздеев А.И. Wear resistance and mechanical properties of medical alloys. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2005. Vol. 6. P. 62–69 (In Russ.).
23. Xuan C., Shibata H., Sukenaga S., Jonsson P.G., Nakajima K. Wettability of Al₂O₃, MgO and Ti₂O₃ by liquid iron and steel. *ISIJ Int.* 2015. Vol. 55. No. 9. P. 1882–1890.
24. Raghavan V. Al–Fe–O (aluminum-iron-oxygen). *J. Phase Equilib. Diff.* 2010. Vol. 31. P. 367.
25. Puso M.A., Sanders J., Settgastr R., Liu B. An embedded mesh method in a multiple material ALE. *Comput. Method. Appl. M.* 2012. Vol. 245–246. P. 273–289.
26. Zhang P., Karimpour M., Balint D., Lin J., Farrugia D. A controlled Poisson Voronoi tessellation for grain and cohesive boundary generation applied to crystal plasticity analysis. *Comp. Mater. Sci.* 2012. Vol. 64. P. 84–89.
27. Loginov P.A., Avdeenko E.N., Zaitsev A.A., Levashov E.A. Structure and properties of powder alloys Fe–(45–15)%Ni–(10–5)%Cu, obtained via mechanical alloying. *CIS Iron Steel Rev.* 2021. Vol. 22. P. 82–87.