

2. Maistrenko, A. L., Lukash, V. A., Zabolotnyi, S. D., et al. (2015) Modelirovaniye teplovykh protsessov dlya uluchsheniya struktury metallov i splavov metodom treniya s peremeshivaniyem [Simulation of thermal processes to improve the structure of metals and alloys by friction with mixing]. *Avtomaticheskaya svarka – Automatic Welding*, 1, 5–14 [in Russian].
3. Threadgill, P. L., Leonard, A. J., Shercliff, H. R., & Withers, P. J. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. *Int. Mater. Rev.*, 2, 54, 49–93.
4. Zelenin, V. I., Poleshchuk, M. A., Zelenin, Ye.V., et al. (2010). Vosstanovleniye plit mednykh kristallizatorov nepreryvnoy razlivki stali metodom naplavki treniyem s peremeshivaniyem [Restavration of plates of copper crystallizers for continuous casting of steel by friction]. *Porodorazrushayushchiy i metalloobrabatyvayushchiy instrument – tekhnika i tekhnolohiya eho izhotovleniya i primeneniya [Rock Destruction and Metal-Working Tools –Techniques and Technology of the Tool Manufacture and applications]*, 13, 476–479 [in Russian].
5. Zadachi po khimii. Korroziya metallov. Vidy korrozii metal lov [Tasks in chemistry. Corrosion of metals. Types of metal corrosion]. *zadachi-po-khimii.ru*. Retrived from <http://zadachi-po-khimii.ru/obshaya-himiya/korroziya-metallov.html> [in Russian].
6. Yedinaya sistema zashchity ot korrozii i stareniya (1978). *Aluminiy i splavy aluminiyevye. Metody uskorennykh ispytaniy na mezhkristallitnuyu korroziyu [Unified system of protection against corrosion and aging. Aluminum and aluminum alloys. Methods of accelerated tests for intergranular corrosion]*. HOST 9.021-74. M.: Izdatelstvo standartov [in Russian].
7. Yedinaya sistema zashchity ot korrozii i stareniya (1983). *Aluminiy i splavy aluminiyevye. Metody uskorennykh ispytaniy na rasslaivayushchuyu korroziyu [Unified system of protection against corrosion and aging. Aluminum and aluminum alloys. Methods of accelerated tests for i exfoliating corrosion]*. HOST 9.904-82. M.: Izdatelstvo standartov [in Russian].

УДК 620.22–621.921.34

DOI: 10.33839/2223-3938-2019-22-1-476-487

В. А. Мечник, Н. А. Бондаренко, доктора технических наук,
В. Н. Колодницкий, канд. физ.-мат. наук, **С. Н. Дуб**, д-р техн. наук¹;
В. И. Закиев, И.М. Закиев, кандидаты технических наук²

¹Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины,
ул. Автозаводская 2, 04074 г. Киев, E-mail: bond@ism.kiev.ua

²Национальный авиационный университет, пр. Космонавта Комарова 1,
03058 г. Киев, Украина, E-mail: post@nau.edu.ua

Трибология композитов Fe–Cu–Ni–Sn и Fe–Cu–Ni–Sn–VN, полученных методами порошковой металлургии

Представлены результаты исследований механических и трибологических свойств (нанотвердость, модуль упругости, сила трения, коэффициент трения и износ) композиционных материалов Fe–Cu–Ni–Sn и Fe–Cu–Ni–Sn–VN, полученных методами порошковой металлургии. Показано, что использование 3% (мас.) нанодисперсного порошка VN в шихте 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, в которой размер зерен составлял ≈ 2000 – 5000 нм, позволяет увеличить нанотвердость с 2,68 до 5,37 ГПа и уменьшить модуль упругости с 199 до 125 ГПа. В результате параметры H/E и H^3/E^2 , описывающие стойкость материала упругой деформации разрушения и сопротивление материала пластической деформации, увеличиваются соответственно в 3,3 и 20 раз, а сила трения и объем

канавки износа уменьшаются – в 1,8 и 16 раз. Обсуждаются причины изменения силы трения спеченных композитов при наноиндентировании и различный характер их износа. Показано, что для прогнозирования износостойкости исследуемых композитов может использоваться параметры H/E и H^3/E^2 .

Ключевые слова: композит, горячее прессование, сила трения, коэффициент трения, износ

Введение

Разработка композиционных алмазосодержащих материалов (КАМ) с нанокompозитными матрицами является одной из приоритетных задач материаловедения. Это связано с тем, что физико-механические свойства нанокompозитных материалов отличаются от свойств грубозернистых аналогов [1, 2].

Известно, что твердость материалов Cu–Fe с нанокристаллической структурой в 2-7 раз выше, чем твердость грубозернистых аналогов [3, 4]. Согласно [4] рост микротвердости в нанокompозите Cu–Fe обусловлен формированием границ раздела с повышенной плотностью дислокаций, так как Cu и Fe имеют разные (ГЦК и ОЦК) структуры. Вопреки традиционному для крупнозернистых материалов представлению о прямой связи прочности и модулей упругости, приближение к наноразмерной области зерен вызывает в наноструктурных материалах скачкообразное уменьшение модулей Юнга (E) и сдвига (G) при одновременном увеличении прочности и износостойкости [5]. Такие эффекты появляются, когда средний размер зерен не превышает 100 нм, и наиболее отчетливо наблюдаются, когда размер зерен менее 10 нм [6]. Поэтому для существенного повышения прочности и износостойкости важно добиться максимально возможного уменьшения размера зерна в процессе изготовления КАМ. Кроме того, металлические матрицы в отличие от полимерных и керамических обладают наилучшим соотношением между прочностью и пластичностью.

Особый интерес представляют КАМ на основе металлических матриц системы Fe–Cu–Ni–Sn, которые широко используются для изготовления инструментов для камнеобрабатывающей промышленности [7, 8]. Изучению свойств КАМ с крупнозернистой матрицей Fe–Cu–Ni–Sn, полученных методами порошковой металлургии, посвящено много работ. Например, в [9] установлено, что структура матрицы композита алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn), полученного спеканием с последующей горячей допрессовкой, состоит из твердого раствора Fe–Cu и соединений Cu_9NiSn_3 , $NiSn_3$. В то время как структура переходной зоны алмаз–матрица в отличие от структуры матрицы зависит от параметров горячей допрессовки. Было показано [9], что оптимизация параметров горячей допрессовки позволяет в переходной зоне взамен частиц графитового углерода сформировать наночастицы Fe_3C . В результате этого износостойкость композита увеличилась в 2 раза. В [10] разработана методика расчета параметров структуры переходной зоны, при которых обеспечивается повышение трибологических свойств композита алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn), полученного спеканием с последующей горячей допрессовкой.

Было показано, что механизм повышения эксплуатационных свойств этого КАМ заключается в связывании графитового углерода с железом в виде карбида железа (Fe_3C). Известно положительное влияние диборида хрома (CrB_2) [11], карбида вольфрама (WC) [12] и некоторых добавок [13] на структуру и свойства КАМ. Влияние нанокристаллического состояния на физико-механические свойства матрицы Fe–Cu–Ni–Sn изучено очень мало и в литературе почти не обсуждается. В [14] было показано, что прессованием смеси Fe–32% (мас.) Cu–9% (мас.) Ni–8% (мас.) Sn с добавлением 3% (мас.) нанокристаллического порошка нитрида ванадия (VN) и последующим горячим прессованием в вакууме удалось уменьшить размер ферритного зерна в композите с 5–50 мкм до 20–400 нм. При этом структура металлической матрицы состоит из пересыщенного твердого раствора азота и ванадия в α -

железе, интерметаллида Cu_9NiSn_3 , первичных и вторичных фаз VN. Все это должно привести к улучшению механических и трибологических свойств композита.

Металлические матрицы КАМ с трибологическим назначением должны обладать малым абразивным износом, высокой усталостной прочностью, а также высокими упругими и пластическими свойствами. Согласно [15], низкий абразивный износ обычно связан с высокой твердостью, что также неоднократно наблюдалось для КАМ [7, 9–11]. В связи с этим при определении трибологических характеристик КАМ следует учитывать, что твердость матрицы H связана с упругими и пластическими свойствами. Для большинства объемных материалов высокой твердости характерно большое значение модуля упругости E , поэтому такие материалы являются хрупкими. Однако для многих материалов, в том числе нанокompозитных, было замечено, что их износостойкость, как и стойкость упругой деформации разрушения, пропорциональна H/E [16, 17]. Параметр H/E часто называют индексом пластичности материала. Для оценки сопротивления материала пластической деформации по данным наноиндентирования применяется параметр H^3/E^2 [18, 19]. Отсюда следует, что для повышения стойкости материала к упругой деформации разрушения и уменьшения пластической деформации материал должен обладать высокой твердостью при низком модуле упругости.

Экспериментальные определения нанотвердости H , модуля упругости E , параметров H/E , H^3/E^2 , а также исследование связи этих параметров со структурой и трибологическими характеристиками рассматриваемых композитов не проводили. Кроме того, на трибологические свойства материалов оказывают влияние прочность, нагрузка, скорость скольжения, шероховатость, коэффициент трения. В литературе большинство указанных свойств исследуются раздельно друг от друга и соответствуют разным по природе материалам и структурным состояниям. Это в свою очередь затрудняет выполнить анализ общих или отличительных закономерностей рассматриваемых материалов

Цель настоящей работы – исследовать механические и эксплуатационные свойства композитов $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ и $49,47\text{Fe}-31,04\text{Cu}-8,73\text{Ni}-7,76\text{Sn}-3\text{VN}$, полученных методом холодного прессования и последующего спекания в вакууме при температуре $1000\text{ }^\circ\text{C}$ и давлении 30 МПа в течение 12 мин .

Материалы и методы исследования

Композиты диаметром 10 мм и толщиной 8 мм получены из смеси порошков 51% (мас.) $\text{Fe}-32\%$ (мас.) $\text{Cu}-9\%$ (мас.) $\text{Ni}-8\%$ (мас.) Sn (образец 1) и $49,47\%$ (мас.) $\text{Fe}-31,04\%$ (мас.) $\text{Cu}-8,73\%$ (мас.) $\text{Ni}-7,76\%$ (мас.) $\text{Sn}-3\%$ (мас.) VN (образец 2) методом прессования при комнатной температуре и последующего спекания в вакууме [14]. Для приготовления смесей использовали порошки железа ПЖ1М2, меди ПМС-1, никеля ПНЕ, олова ПО-1 с размером зерен от 5 до 50 мкм и нитрида ванадия (CAS RN 24646-85-3, «ONYXMET, Poland») с размерами зерен от $0,1$ до $0,7\text{ мкм}$. Смеси порошков перемешивали всухую в смесителе со смещенной осью вращения в течение 8 часов . Прессование приготовленных смесей осуществляли при комнатной температуре на гидравлическом прессе в стальных пресс-формах при давлении 500 МПа . Затем спекание прессовок проводили в вакууме в графитовых пресс-формах при температуре $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 12 мин при окончательном давлении 30 МПа . Для сравнения спекли образец 3 диаметром 10 мм и толщиной 8 мм из смеси порошков 51% (мас.) $\text{Fe}-32\%$ (мас.) $\text{Cu}-9\%$ (мас.) $\text{Ni}-8\%$ (мас.) Sn методом прессования при комнатной температуре и последующего спекания в печи с горячей допрессовкой. Средний размер зерен в этой смеси составляет $5-50\text{ мкм}$.

Спекание образца 3 осуществляли в стальной пресс-форме при температуре $800\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 60 мин с последующей горячей допрессовкой при давлении 160 МПа [10, 11].

Микромеханические (нанотвердость H и модуль упругости E) испытания проводили на нанотвердомере Nano Indenter II фирмы «MTS Systems Corporation» (USA) индентором Берковича при нагрузке 5 мН. Скорость роста нагрузки была постоянной и равной 0,2 мН/с. Твердость и модуль упругости находили при анализе кривой разгрузки индентора по методу Оливера и Фара [20].

Трибологические испытания материалов на износостойкость проводили на приборе «Микрон-гамма» с возвратно-поступательным механизмом трения [21]. В качестве контртела использовался алмазный конический индентор с радиусом закругления 50 мкм. Амплитуда возвратно-поступательных движений образца относительно индентора составляла 2 мм при нагрузке на индентор 500 мН и скорости перемещения 20 мм/с. Испытания проводили при комнатной температуре.

Износ дорожек трения измерялся на бесконтактном интерференционном 3D профилометре «Micro-alpha» [22], который регистрирует неровности поверхности с нанометрической точностью.

Результаты исследования и их обсуждение

Механические свойства. Результаты исследования нанотвердости (H), модуля упругости (E), стойкости материала к упругой деформации разрушения (H/E) и сопротивления материала пластической деформации (H^3/E^2) для спеченных образцов с различной дисперсностью приведены в табл. 1.

Таблица 1. Механические характеристики спеченных образцов

№ п/п	Состав	T , °C	Размер зерен, нм	H , ГПа	E , ГПа	H/E	H^3/E^2 , МПа
1	Fe-Cu-Ni-Sn	1000	400–800	4,56	191	0,024	2,60
2	Fe-Cu-Ni-Sn-VN	1000	20–400	5,37	125	0,043	9,91
3	Fe-Cu-Ni-Sn	800	2000–5000	2,68	199	0,013	0,49

*Учитывая относительно малый (5–50 нм) [14] размер зерен VN, нанотвердость определяли для железосодержащих участков.

Из табл. 1 видно, что механические характеристики спеченных образцов значительно различаются. В образце 1, полученного из шихты 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn холодным прессованием при давлении 500 МПа и последующим спеканием в вакууме при температуре 1000 °C и давлении 30 МПа в течение 12 мин, значения H , E , H/E и H^3/E^2 , составляют 4,56 ГПа, 191 ГПа, 0,024 и 2,60 МПа соответственно. При введении 3% VN в состав шихты 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn твердость в образце 2 увеличивается от 4,56 до 5,37 ГПа, а модуль упругости уменьшается от 191 до 125 ГПа.

При этом наблюдается резкое увеличение соотношений H/E (от 0,024 до 0,043) и H^3/E^2 (от 2,60 до 9,91 ГПа). Причиной повышения H , H/E , H^3/E^2 и снижения E в образце 2 по сравнению с образцом 1 может быть уменьшение размера зерен и отсутствие остаточного (непревращенного) аустенита (ГЦК-фазы).

Согласно данным [14] структура образца 2 состоит из пересыщенного твердого раствора азотом и ванадием в α -железе (размер зерен ~20–400 нм) и смеси нанодисперсных фаз VN, VO₂, что и улучшает механические характеристики. В образце 1 выявлено как ОЦК-фазы α -Fe, так и ГЦК-фазы γ -Fe, и фазы Cu₉NiSn₃ с более крупными зернами (400–800 нм). Это в свою очередь ухудшает механические характеристики и может привести к увеличению износа [16]. Подобные значения H и H/E при низком модуле упругости E (~114 ГПа) получены и при исследовании

многокомпонентных титановых сплавов, для которых характерна нанокристаллическая структура [23]. Следует отметить, что в [5] также было обнаружено уменьшение упругих модулей Cu и Ni на 10–15%. Самые низкие значения H (2,68 ГПа), H/E (0,013), H^3/E^2 (0,49 ГПа) были зафиксированы для образца 3 (табл. 1), полученного из шихты 51Fe–32–Cu–9Ni–8Sn холодным прессованием и последующим спеканием с горячей допрессовкой.

Наблюдаемое ухудшение механических характеристик этого образца обусловлено крупнозернистой структурой и наличием остаточного (непревращенного) аустенита. Размер зерен в этом случае составлял 2000–5000 нм [9]. Из представленных данных видно, что механические свойства спеченных образцов определяются особенностями их структуры, составом и методом получения.

Спеченный образец 1 с размером зерен 400–800 нм имеет нанотвердость в 1,7 раза выше при одинаковом модуле упругости по сравнению с крупнозернистым образцом 3 (размер зерен \approx 2000–5000 нм). В результате чего стойкость материала к упругой деформации разрушения (H/E) увеличивается примерно в 1,9 раз, а сопротивление материала пластической деформации (H^3/E^2) – в 5,3 раз. Уменьшение размера ферритного зерна с 400–800 до 20–400 нм в образце 2 по сравнению с образцом 1 приводят к 1,5-кратному уменьшению модуля упругости и повышению нанотвердости от 4,56 до 5,57 ГПа. Эти особенности ведут за собой 1,8-кратное увеличение H/E и 3,8-кратное увеличение H^3/E^2 . Полученные результаты указывают, что для образца 2 по сравнению с образцами 1 и 3 следует ожидать повышенную износостойкость. В ряде работ также наблюдали улучшение механических свойств различных материалов, в том числе нанокомпозитных. Например, в [3] было показано, что твердость композита системы Cu–Fe с наноразмерной структурой в 2–7 раз выше, чем твердость грубозернистых аналогов. В [24] также было показано, что наноструктурный сплав Ti–24Nb–4Zr–7,9Sn с ОЦК-решеткой обладает достаточно высокой твердостью и низким модулем упругости. Обнаружено уменьшение упругих модулей Cu и Ni на 10–15% и в работе [5].

Таким образом, установлено, что при уменьшении размера зерна наблюдается улучшение механических характеристик спеченных композитов. При этом стойкость материала к упругой деформации разрушения и сопротивление материала пластической деформации повышаются в композитах с более высокой твердостью и более низким модуле упругости. Наиболее интригующим из изложенных результатов является указание на возможную большую износостойкость мелкозернистых структур по сравнению с крупнозернистыми.

Трибологические свойства. Зависимость силы трения $F_{тр}$ от наработки при возвратно-поступательном движении алмазного индентора радиусом закругления 50 мкм по поверхности исследуемых образцов приведены на рис. 1.

В четных (обратных) циклах нагружения значения силы трения $F_{тр}$ для образца 1 значительно выше по сравнению с нечетными (прямыми) циклами (рис. 1, а). С каждым новым циклом погружения увеличивается площадь контакта сопряжения с конической поверхностью индентора, что должно сопровождаться снижением контактного давления. Процессы контактного взаимодействия стабилизируются после начального этапа, что и является причиной стабилизации силы трения $F_{тр}$. Сила трения $F_{тр}$ для образца 2 в обратных и прямых циклах нагружения выравниваются (рис. 1, б).

Некоторое снижение силы трения $F_{тр}$ для образца 2 по сравнению с образцом 1 обусловлено наличием нанодисперсных фаз VN и VO₂, способствующих формированию более плотной структуры. Существенное увеличение силы трения $F_{тр}$ в образце 3 (рис. 1, в) по сравнению с образцами 1 и 2 обусловлено крупнозернистой структурой и ухудшением механических свойств (табл. 1).

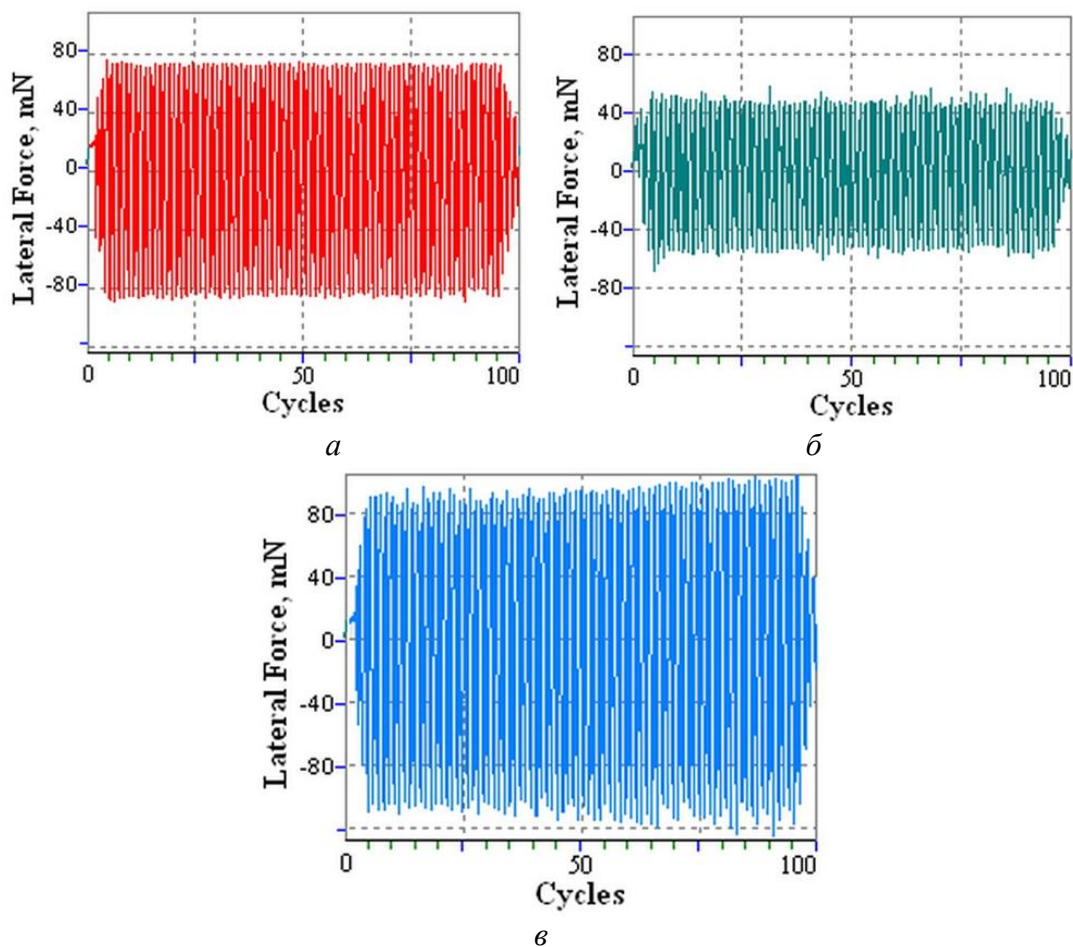


Рис. 1. Зависимости силы трения для образцов 1 (а), 2 (б) и 3 (с) от количества возвратно-поступательных движений.

Характерной особенностью образцов 1 и 2 является и то, что с ростом циклов нагружения сила трения $F_{тр}$ ведет себя стабильно (рис. 1, а, б). В то время как для образца 3 с ростом числа циклов нагружения наблюдается тенденция к увеличению силы трения $F_{тр}$ (рис. 1, в). Следует отметить, что увеличение силы трения приводит к увеличению коэффициента трения и контактной температуры и, как следствие, к увеличению износа. Можно отметить общую закономерность, присущую образцам 1 и 2, – понижение силы трения и, как следствие, коэффициента трения, вследствие формирования мелкозернистой структуры и наличие более твердых нанодисперсных фаз [14].

Для качественной и количественной оценки трибологических характеристик спеченных образцов при возвратно-поступательном трении представлены двумерные топографии с профилограммами поперечных сечений и трехмерные изображения участков 200×130 мкм дорожек трения (рис. 2). Сравнительный анализ топографии участков дорожек трения показал, что для образцов 1 и 2 ширина (рис. 2, а, в) и глубина (рис. 2, б, г) канавки износа имеет меньшие значения, чем соответственно ширина (рис. 2, д) и глубина (рис. 2, е) канавки износа для образца 3. Наименьшее значение глубины канавки износа (рис. 2, в) и, как следствие, наибольшая износостойкость наблюдается для наноструктурного образца 2. Для образца 1 с более крупным размером зерна глубина канавки износа имеет большее значение (рис. 2, б) и еще большее для крупнозернистого образца 3 (рис. 2, е).

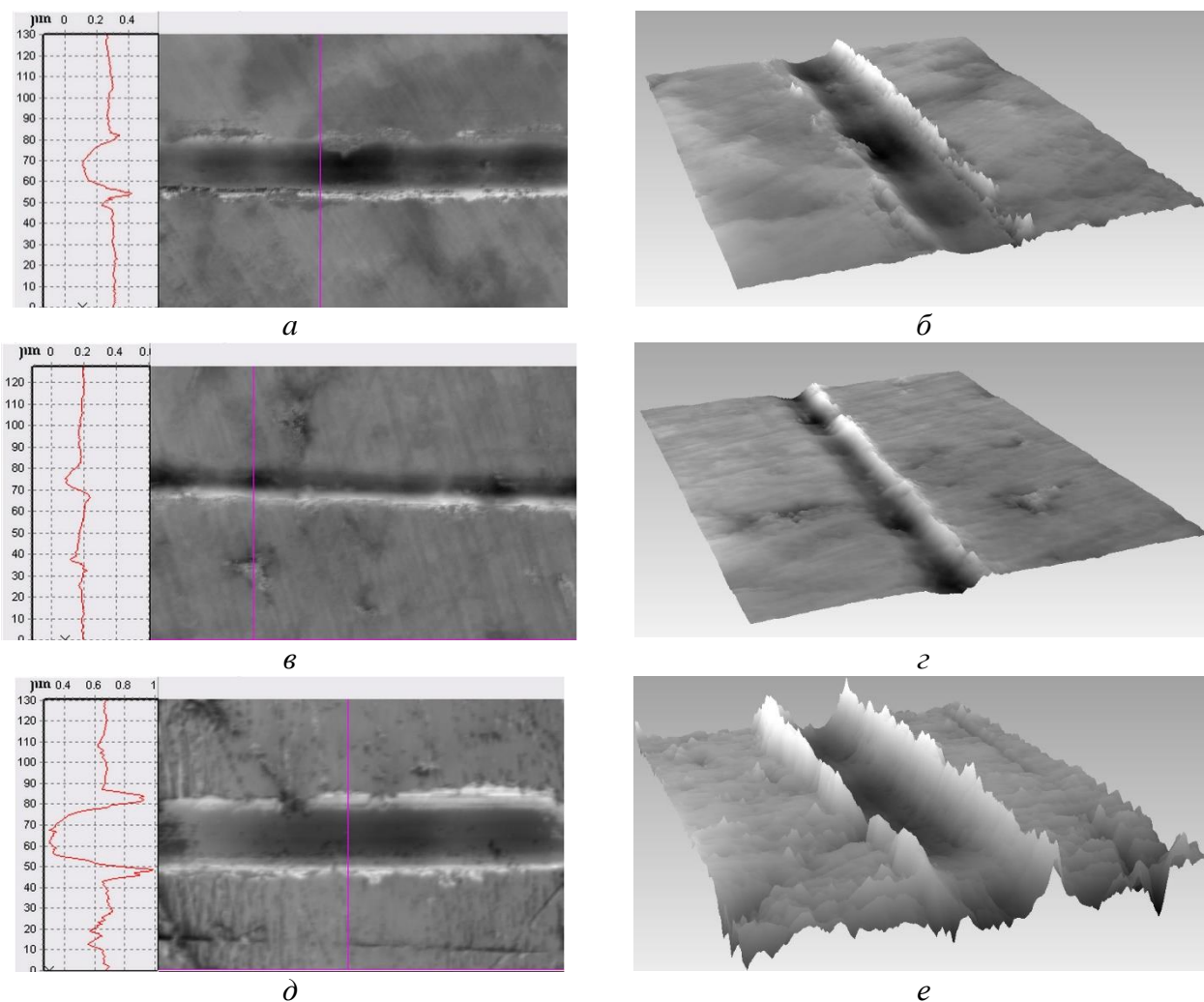


Рис. 3. 2D топографии (а, в, д) и 3D (б, г, е) изображения участков 200×130 мкм дорожек трения образцов №1 (а, б), №2 (в, г) и №3 (д, е)

Таким образом, из полученных данных следует, что на износостойкость спеченных образцов определяющее влияние оказывают размер зерен и микромеханические характеристики (H , E , H/E и H^3/E^2).

В табл. 2 представлены результаты исследования объема дорожки трения (V) и коэффициента трения (μ) при возвратно-поступательном трении. При этом износостойкость оценивали по объему дорожек трения (V), а коэффициент трения (μ) как отношение силы трения и нагрузки ($F_{тр}/P_N$).

Таблица 2. Трибологические характеристики спеченных образцов

№ п/п	Состав	Сила трения $F_{тр}$, мН	Объем дорожки трения V , мкм ³	Коэффициент трения μ
1	Fe–Cu–Ni–Sn	76	12,6	0,152
2	Fe–Cu–Ni–Sn–VN	50	3,11	0,1
3	Fe–Cu–Ni–Sn	92	50,3	0,184

Из анализа полученных данных следует, что наноструктурный образец 2 в отличие от крупнозернистых образцов 1 и 3 характеризуется наибольшей износостойкостью и наименьшим коэффициентом трения. Так среднее значение объема дорожки трения участка 200×130 мкм для образца 2 составляет $3,11 \text{ мкм}^3$, что соответственно в 4 и в 16 раз меньше объема дорожки трения для образцов 1 и 3. В этом случае значение коэффициента трения μ составляло 0,1, что соответственно в 1,5 и в 1,8 раз меньше, чем для крупнозернистых образцов 1 и 3.

Наиболее износостойким является образец 2, у которого параметры (H/E) , (H^3/E^2) имеют наибольшие значения (табл. 1). Такое повышение обеспечивается структурой образца 2, содержащей фазу α -Fe с размером зерна 20–400 нм, а также упрочняющих наноразмерных частиц нитрида ванадия (VN) и оксида ванадия (VO_2) [14]. Следовательно, особенности структуры нанокompозита 2 приводят к отличиям его физико-механических и трибологических свойств от свойств крупнозернистых аналогов (образцы 1 и 3).

Таким образом, наноструктурный образец 2, в отличие от крупнозернистых образцов 1 и 3 позволяет существенно повысить механические свойства, снизить коэффициент трения и в значительной степени увеличить износостойкость. Это обстоятельство указывает на целесообразность его использования для изготовления КАМ и инструментов на их основе для камнеобрабатывающей промышленности. Увеличение износостойкости наноструктурных металлических материалов по сравнению с их крупнозернистыми аналогами обнаружено и в других работах. Так, при уменьшении размера зерна никеля от 10000 нм до 10 нм скорость износа уменьшается более чем на два порядка [25].

Таким образом, установлено, что методом холодного прессования смесей $51\text{Fe}-32\text{-Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ и $49,47\text{Fe}-31,04\text{Cu}-8,73\text{Ni}-7,76\text{Sn}-3\text{VN}$ с размером зерен 2000–5000 нм с последующим их спеканием в вакууме получены нанокompозиты с повышенными механическими и трибологическими характеристиками. Высокие значения параметров H , H/E , H^3/E^2 при относительно низком значении модуля упругости являются показателем высокой износостойкости спеченных композитов.

Эти параметры в свою очередь существенно зависят от размерного эффекта. Для прогнозирования износостойкости таких композитов можно использовать параметры H/E и H^3/E^2 , характеризующие стойкость материала упругой деформации разрушения и сопротивление материала пластической деформации соответственно. Оптимальным с точки зрения механических и трибологических характеристик является композит $49,47\text{Fe}-31,04\text{Cu}-8,73\text{Ni}-7,76\text{Sn}-3\text{VN}$, у которого размер зерен после спекания составляет 20–400 нм. Этот композит обладал наибольшими H , H/E , H^3/E^2 и наименьшими значениями модуля упругости и объемного износа. Полученные результаты могут быть использованы для разработки композиционных алмазосодержащих материалов в качестве рабочих элементов в отрезных кругах, канатных пилах и шлифовальных инструментах для камнеобрабатывающей промышленности.

Выводы

1. Композит $51\text{Fe}-32\text{-Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$, полученный методом холодного прессования и последующего спекания в вакууме (образец 1) имеет значения твердости 4,56 ГПа, модуля упругости 191 ГПа, стойкости материала к упругой деформации разрушения 0,024, сопротивления материала пластической деформации 2,60 МПа, силы трения 76 мН, объема канавки износа $12,6 \text{ мкм}^3$ и коэффициента трения 0,152.

2. Использование 3% (мас.) нанодисперсного порошка VN в исходной шихте $51\text{Fe}-32\text{-Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$, в которой средний размер зерен составляет $\approx 2000\text{--}5000$ нм (образец 2), позволяет повысить нанотвердость до 5,37 ГПа и снизить модуль упругости до 125 ГПа. В

результате параметры H/E и H^3/E^2 возрастают в 3,3 и 20 раз соответственно, а сила трения и объем канавки износа уменьшаются в 1,8 и 16 раз.

3. Основными причинами улучшения механических и трибологических свойств образца 2 по сравнению с образцом 1 является формирование более мелкозернистой микроструктуры, состоящей из пересыщенного α -твердого раствора (ОЦК-фаза α -Fe) с размером зерен 20–400 нм, первичных и вторичных фаз нитридов ванадия с размером зерен 5–100 нм.

4. Причиной резкого снижения механических и трибологических свойств композита 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn (образец 3), полученного методом холодного прессования и дальнейшего спекания с горячей допрессовкой, в отличие от композитов 1 и 2 является формирование крупнозернистой структуры с размером зерна 2000–5000 нм, состоящей из фаз α -Fe, γ -Fe, Cu_9NiSn_3 .

5. Установлена взаимосвязь между структурой, механическими и трибологическими свойствами композиционных материалов. Чем больше H/E , H^3/E^2 и меньше значения E композиционных материалов, тем выше их эксплуатационные характеристики.

6. Для прогнозирования износостойкости исследуемых композиционных материалов можно использовать параметры H/E и H^3/E^2 , описывающие стойкость материала к упругой деформации разрушения и сопротивление материала пластической деформации соответственно.

Представлені результати досліджень механічних і трибологічних властивостей (нанотвердість, модуль пружності, сила тертя, коефіцієнт тертя і знос) композиційних матеріалів Fe–Cu–Ni–Sn і Fe–Cu–Ni–Sn–VN, спечених методами порошкової металургії. Показано, що використання 3% (мас.) нанодисперсійного порошку VN у шихті 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn, у якій розмір зерен складає ≈ 5000 –2000 нм, дозволяє підвищити нанотвердість з 2,68 до 5,37 ГПа і зменшити модуль пружності з 199 до 125 ГПа. В результаті параметри H/E і H^3/E^2 , що описують стійкість матеріалу пружній деформації руйнування і опір матеріалу пластичній деформації, збільшуються відповідно в 3,3 і 20 разів, а сила тертя і об'єм канавки зносу зменшуються – в 1,8 і 16 разів. Обговорюються причини зміни сили тертя спечених композитів при наноіндентуванні і різний характер їх зносу. Показано, що для прогнозування зносостійкості досліджуваних композитів можна використовувати параметри H/E і H^3/E^2 .

Ключові слова: композит, гаряче пресування, сила тертя, коефіцієнт тертя, знос

V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, V. M. Kolodnitskyi, S. N. Dub¹; V. I. Zakiev, I. M. Zakiev²

¹V. Bakul Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine

²National Aviation University

TRIBOLOGY OF Fe–Cu–Ni–Sn AND Fe–Cu–Ni–Sn–VN COMPOSITES OBTAINED BY POWDER METALLURGY METHODS

Study results of the mechanical and tribological properties of the Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN composite materials (nanohardness, elastic modulus, friction force, coefficient of friction, wear) obtained by powder metallurgy methods are presented. It was shown that the use of 3 wt% nano-dispersed VN powder in the 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn charge, in which the grain size was ~ 2000 –5000 nm, makes it possible to increase the nanohardness from 2.68 to 5.37 GPa and reduce the elastic modulus from 199 to 125 GPa. As a result, the parameters H/E and H^3/E^2 , which describe the resistance of the material to the elastic deformation of failure and the resistance of the material to plastic deformation, increase by 3.3 and 20 times, respectively, and the friction force and the volume of the wear groove decrease by 1.8 and 16 times, respectively. The reasons for the change in the mechanical characteristics of sintered composites during nanoindentation and the different nature of their wear are discussed. The interrelation of the microstructure with mechanical and tribological properties is established. It is shown that the parameters H/E and H^3/E^2 can be used to predict the wear resistance of the composites under study.

Key words: *composite, hot pressing, friction force, coefficient of friction, wear*

Литература

1. Glester H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // *Acta Mater.* – 2000. – 48. – P. 1–29.
2. Gleiter H. Materials with ultrafine microstructures: Retrospectives and perspectives // *Nanostructured Materials.* – 1992. – 1. – P. 1–19.
3. Zhiwei W. U., Zhang J., Chen Yi., Liang M. Effect of rare earth addition on microstructural, mechanical and electrical characteristics of Cu–6%Fe microcomposites // *J. Rare Earths.* – 2009. – 27. – N 1. – P. 87–91.
4. He L., Ma E. Processing and microhardness of bulk Cu–Fe // *Nanostruct. Mater.* – 1996. – 7. – N 3. – P. 327–339.
5. Akhmadeev N. A., Kobelev N. P., R.R. Mulyukov R. R. The effect of heat treatment on the elastic and dissipative properties of copper with the submicrocrystalline structure // *Acta Metall. Mater.* – 1993. – 41. – N 4. – P. 1041–1046.
6. Gusev A. I. Effects of the nanocrystalline state in solids // *Phys. Usp.* – 1998. – 41. – N 1. – P. 49–76.
7. Mechnyk V. A. Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics // *Materials Science.* – 2013. – 48. – N 5. – P. 591–600.
8. Development and application of the Cu–Ni–Fe–Sn-based dispersion-hardened bond for cutting tools of superhard materials / A. A. Zaitsev, D. A. Sidorenko, E. A. Levashov, et al. // *Journal of Superhard Materials.* – 2012. – 34. – N 4. – P. 270–280.
9. Mechnik V. A. Production of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) composites with high wear resistance // *Powder Metallurgy and Metal Ceram.* – 2014. – 52. – P. 577–587.
10. Mechnik V. A., Bondarenko N. A., Kuzin N. O., Lyashenko B. A. The role of structure formation in forming the physicomechanical properties of composites of the diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) system // *Journal of Friction and Wear.* – 2016. – 37. – P. 377–384.
11. Mechnik V. A. Effect of hot recompaction parameters on the structure and properties of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂) composites // *Powder Metall. Met. Ceram.* – 2014. – 52. – P. 709–721.
12. Interaction of diamond grains with nanosized alloying agents in metal–matrix composites as studied by Raman spectroscopy / D. A. Sidorenko, A. A. Zaitsev, A. N. Kirichenko, et al. // *Diamond and Related Materials.* – 2013. – 38. – P. 59–62.
13. Diamond tools in metal bonds dispersion-strengthened with nanosized particles for cutting highly reinforced concrete / A. A. Zaitsev, D. A. Sidorenko, E. A. Levashov, et al. // *Journal of Superhard Materials.* – 2014. – 32. – P. 423–431.
14. A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites / V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, S. N. Dub, et al. // *Materials Characterization.* – 2018. – 146. – P. 209–216.
15. Rabinowicz E. *Friction and Wear of Materials.* – New York: Wiley-Interscience, 1995. – 336 p.
16. Leyland A., Matthews A. On the significance of the *H/E* ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour // *Wear.* – 2000. – 246. – P. 1–11.
17. Transition from polymer-like to diamond-like a-C:H films: Structure and mechanical properties / N. V. Novikov, M. A. Voronkin, S. N. Dub, et al. // *Diamond and Related Materials.* – 1997. – 6. – P. 574–578.

18. Soldan J., Musil J. Structure and mechanical properties of DC magnetron sputtered TiC/Cu films // *Vacuum*. – 2006. – 81. – P. 531–538.
19. Musil J. Tribological and mechanical properties of Nanocrystalline n-TiC/a-C nanocomposites thin films // *J. Vac. Sci. Technol. A*. – 2010. – 28. – N 2. – P. 244–249.
20. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mater. Res.* – 1992. – 7. – P. 1564–1583.
21. Storchak M., Zakiev I., Träris L. Mechanical properties of subsurface layers in the machining of the titanium alloy Ti₁₀V₂Fe₃Al // *Journal of Mechanical Science and Technology*. – 2018. – 32. – N 1. – P. 315–322.
22. Micro-mechanical properties of bio-materials / V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, et al. // *Proc. SPIE 5959. Medical Imaging. 595916* (23 September 2005), Event: Congress on Optics and Optoelectronics. 2005, Warsaw, Poland, doi:10.1117/12.628396.
23. Mechanical properties of multicomponent titanium alloy / S.A. Firstov, V.F. Gorban, N.A. Krapivka, et al. // *Strength of Materials*. – 2010. – 42. – P. 622–630.
24. Vang. Elastic deformation behavior of Ti–24Nb–4Zn–7,9Sn for biomedical application / Y. L. Hao, S. J. Li, S. Y. Sun, et al. // *Acta Biomaterialia*. – 2007. – 3. – N 2. – P. 277–286.
25. Robertson A., Erb U., Palumbo G. Practical applications for electrodeposited nanocrystalline materials // *Nanostructured Materials*. – 1999. – 12. N 5-8. – P. 1035–1040.

Поступила 18.04.19

References

1. Glester, H. (2000). Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *J Acta Mater.*, 48, 1–29.
2. Gleiter, H (1992). Materials with ultrafine microstructures: Retrospectives and perspectives. *Nanostructured Materials*, 1, 1–19.
3. Zhiwei, W.U., Zhang, J., Chen, Yi, et al. (2009). Effect of rare earth addition on microstructural, mechanical and electrical characteristics of Cu–6%Fe microcomposites. *J. Rare Earths.*, 27, 1, 87–91.
4. He, L., Ma, E. (1996). Processing and microhardness of bulk Cu-Fe. *Nanostruct. Mater.*, 7, 3, 327–339.
5. Akhmadeev, N.A., Kobelev, N.P., Mulyukov, R.R., et at. (1993). The effect of heat treatment on the elastic and dissipative properties of copper with the submicrocrystalline structure. *Acta Metall. Mater*, 41, 4, 1041–1046.
6. Gusev, A.I. (1998). Effects of the nanocrystalline state in solids. *Phys. Usp.*, 41, 49–76.
7. Mechnyk, V. A. (2013). Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics. *Materials Science*, 48, 591–600.
8. Zaitsev, A. A., Sidorenko, D. A., Levashov, E. A., et al. (2012). Development and application of the Cu-Ni-Fe-Sn-based dispersion-hardened bond for cutting tools of superhard materials. *J. of Superhard Materials*, 34, 270–280.
9. Mechnik, V. A. (2014). Production of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) composites with high wear resistance. *Powder Metallurgy and Metal Ceram.*, 52, 577–587.
10. Mechnik, V. A., Bondarenko, N. A., Kuzin, N. O., et al. (2016). The role of structure formation in forming the physicomechanical properties of composites of the diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) system. *J. of Friction and Wear*, 37, 377–384.

11. Mechnik, V. A. (2014). Effect of hot recompaction parameters on the structure and properties of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂) composites. *Powder Metall. Met. Ceram.*, 52, 709–721.
12. Sidorenko, D. A., Zaitsev, A. A., Kirichenko, A. N., et al. (2013). Interaction of diamond grains with nanosized alloying agents in metal–matrix composites as studied by Raman spectroscopy. *Diamond and Related Materials*, 38, 59–62.
13. Zaitsev, A. A., Sidorenko, D. A., Levashov, E. A., et al. (2010). Diamond tools in metal bonds dispersion-strengthened with nanosized particles for cutting highly reinforced concrete *J. of Superhard Materials*, 32, 423–431.
14. Mechnik, V. A., Bondarenko, N. A., Dub, S. N., et al. (2018). A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites. *Materials Characterization*, 146, 209–2016.
15. Rabinowicz, E. (1995). *Friction and Wear of Materials*. – New York: Wiley-Interscience.
16. Leyland, A., & Matthews, A. (2000). On the significance of the *H/E* ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour. *Wear*, 246, 1–11.
17. Novikov, N. V., Voronkin, M. A., Dub, S. N., et al. (1997). Transition from polymer-like to diamond-like a-C:H films: Structure and mechanical properties. *Diamond and Related Materials*, 6, 574–578.
18. Soldan, J., & Musil, J. (2006). Structure and mechanical properties of DC magnetron sputtered TiC/Cu films. *Vacuum*, 81, 531–538.
19. Musil, J. (2010). Tribological and mechanical properties of Nanocrystalline n-TiC/a-C nanocomposites thin films. *J. Vac. Sci. Technol. A*, 28, 2, 244–249.
20. Oliver, W. C., & Pharr G. M. (1992). An improved for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.* 7, 1564–1583.
21. Storchak, M., Zakiev, I., & Träris, L. (2018). Mechanical properties of subsurface layers in the machining of the titanium alloy Ti₁₀V₂Fe₃Al. *J. of Mechanical Science and Technology*, 32, 1, 315–322.
22. Zakiev, V., Markovsky, A., Aznakayev E., et al. (2005). *Micro-mechanical properties of bio-materials*, Proc. SPIE 5959, Medical Imaging, 595916 (23 September 2005), Event: Congress on Optics and Optoelectronics, Warsaw, Poland, doi:10.1117/12.628396
23. Firstov, S. A., Gorban, V. F., Krapivka N. A., et al. (2010). Mechanical properties of multicomponent titanium alloy. *Strength of Materials*, 42, 622–630.
24. Hao, Y.L., Li, S.J., S.Y. Sun, S.Y., et al. (2007). Elastic deformation behaviour of Ti–24Nb–4Zn–7.9Sn for biomedical application. *Acta Biomaterialia*, 3, 2, 277–286.
25. Robertson, A., Erb, U., & Palumbo, G. (1999). Practical applications for electrodeposited nanocrystalline materials. *Nanostructured Materials*, 12, 5–8, 1035–1040.