

4. Angseryd, J., Liu, F., & Andrén, H. O. (2015). Nanostructure of a cubic BN cutting tool material. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 49, 1, 283–287.
5. Angseryd, J., Elfving, M., Olsson, E., & Andrén, H. O. (2009). Detailed microstructure of a cBN based cutting tool material. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol 27, 2, 249–255.
6. Klimczyk, P., Benko, E., Lawniczak-Jablonska, et. al. (2004). Cubic boron nitride – Ti/TiN composites: Hardness and phase equilibrium as function of temperature. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 382, 1–2, 195–205.
7. Klimczyk, P., et. al. (2005). Mechanical properties and cutting performance of cBN-TiN composites sintered using HPHT technique: Joint 20th AIRAPT – 43th EHPRG, June 27 – July 1, Karlsruhe/Germany.
8. Gorczyńska-Zawiślan, W., Benko, E., & Klimczyk, P. (2005). CBN composites with a nanosized binding phase. *Solid State Phenomena*, Vol. 106, 149–152.
9. Benko, E., Barr, T. L., Hardcastle, S., et al. (2001). XPS study of the cBN-TiC system. *Ceramics International*, Vol. 27, 6, 637–643.
10. Benko, E., Stanislaw, J. S., Królicka, B., et al. (1999). CBN-TiN, cBN-TiC composites: Chemical equilibria, microstructure and hardness mechanical investigations. *Diamond and Related Materials*, Vol. 8, 10, 1838–1846.
11. Rong, X.-Z. Z., Tsurumi, T., Fukunaga, O., & Yano, T. (2002). High-pressure sintering of cBN-TiN-Al composite for cutting tool application. *Diamond and Related Materials*, Vol. 11, 2, 280–286.

УДК 620.22–621.921.34

В. А. Мечник, Н. А. Бондаренко, С. Н. Дуб, доктора технических наук¹,
В. Н. Колодницкий, канд. физ.-мат. наук¹, **Н. О. Кузин**, д-р техн. наук²

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

²Львовская филия Днепрпетровского национального университета железнодорожного
транспорта им. ак. Лазаряна, ул. Иваны Блажкевич 12-А, 79052 г. Львов,
e-mail: n_kuzin@mail.ru

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ VN НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Fe–Cu–Ni–Sn, ПОЛУЧЕННОГО ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ

Для получения объемных нанокомпозитов $49,47\text{Fe}-31,04\text{Cu}-8,73\text{Ni}-7,76\text{Sn}-3\text{VN}$ использовали метод прессования при комнатной температуре с последующим горячим прессованием в вакууме. Исследована микроструктура спеченных композитов методами рентгеновской дифракционной и просвечивающей электронной микроскопии. Показано, что в композите $49,47\text{Fe}-31,04\text{Cu}-8,73\text{Ni}-7,76\text{Sn}-3\text{VN}$ происходит растворение нитрида ванадия в γ -железе и образование пересыщенного твердого раствора азота и ванадия в α -железе, первичных и вторичных дисперсных фаз нитрида ванадия. В результате произошло существенное измельчение ферритных зерен (от 5–50 мкм до 20–400 нм) и улучшение механических характеристик. Нанокомпозиты считаются перспективными материалами для создания нового поколения алмазосодержащих композитов.

Ключевые слова: железо, медь, никель, олово, нитрид ванадия, матрица, горячее прессование, температура, структура, твердый раствор.

Введение

Разработка композиционных алмазосодержащих материалов (КАМ) с нанокompозитными металлическими матрицами является одной из приоритетных задач современного материаловедения.

Это связано с тем, что свойства наноматериалов существенно отличаются от свойств крупнозернистых аналогов [1, 2]. Кроме того, металлические матрицы, в отличие от полимерных и керамических, обладают наилучшим соотношением между прочностью и пластичностью. Поэтому для повышения прочности и износостойкости важно добиться максимально возможного уменьшения размера зерен составляющих матрицы в процессе изготовления КАМ. Особый интерес представляют КАМ на основе металлических матриц системы Fe–Cu–Ni–Sn, так как они широко используются для изготовления различных инструментов для камнеобрабатывающей промышленности [3, 4].

Изучению свойств КАМ с крупнозернистой матрицей Fe–Cu–Ni–Sn, полученных методами порошковой металлургии, посвящено много работ. Например, в результате целенаправленного изменения структуры, фазового состава и технологических режимов спекания удается влиять на физико-механические свойства КАМ [5, 6]. Известно положительное влияние диборида хрома (CrB₂) [7], карбида вольфрама (WC) [4] и некоторых нанодисперсных добавок [8] на структуру и свойства КАМ. Перспективной добавкой для измельчения структуры и улучшения механических характеристик рассматриваемых композитов может быть нитрид ванадия (VN). Это обусловлено следующим:

- нитрид ванадия имеет более низкий параметр кристаллической решетки по сравнению с другими тугоплавкими соединениями, что обеспечивает минимальную дилатацию на межфазной границе нитрид–матрица и способствует реализации большего эффекта упрочнения [9, 10];

- характерной особенностью нитрида ванадия является то, что он начинает растворяться в аустените (γ -Fe) при температуре 950–980 °С и практически весь переходит в α -твердый раствор, что при охлаждении приводит к измельчению зерна аустенита [11];

- известно [12], что нитриды переходных металлов широко используются для снижения интенсивности износа режущего инструмента;

- в [13] имеются эпизодические данные о возможности формирования в рассматриваемой системе при горячем прессовании при температуре 900 и 1000 °С твердых растворов на основе ОЦК и ГЦК модификаций, что обеспечивает повышение механических свойств композита.

Однако, как показывает анализ литературных данных, изучение влияния добавки VN на структуру и свойства образцов Fe–Cu–Ni–Sn, полученных методами порошковой металлургии, применительно к КАМ не проводилось.

Цель настоящей работы – исследовать особенности структурообразования в процессе горячего прессования образцов Fe–Cu–Ni–Sn и Fe–Cu–Ni–Sn–VN при температуре 1000 °С и давлении 30 МПа в течение 12 мин. Проанализировать связь механических свойств спеченных образцов с характеристиками конечной структуры для дальнейшего создания КАМ повышенной износостойкости.

Объекты и методы исследования

Объектами исследования были порошковые смеси состава 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn и 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN (здесь и далее состав смесей и полученных на их основе образцов представлены в % (по массе)), из которых в металлических пресс-формах получали брикеты при комнатной температуре при давлении 500 МПа и образцы металлических матриц диаметром 10 мм и толщиной 8 мм, а также тонкие фольги из них толщиной ~100 нм.

Для изготовления образцов использовали порошки железа ПЖ1М2 (ГОСТ 9849-74), меди ПМС-1 (ГОСТ 4960-75), никеля ПНЕ (ГОСТ 9722-79), олова ПО-1 (ГОСТ 9723-73) с размером зерен от 5 до 50 мкм и нитрида ванадия (CAS RN 24646-85-3) в состоянии поставки (ONYXMET, Poland) с размерами зерен от 0,1 до 0,7 мкм. Образцы спекали горячим прессованием в вакууме в графитовых формах при окончательных давлении 30 МПа и температуре 1000 °С в течение 12 мин. Горячему прессованию образцы подвергали прямым пропусканием переменного тока через графитовые пресс-формы. Нагревание до температуры изостатической выдержки осуществляли с постоянной скоростью 200 °С/мин.

Морфологию и распределение кристаллитов по размерам в частицах порошка нитрида ванадия и исходных смесях изучали по снимках частиц с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ–106И (Сумы, Украина) с потенциалом ускорения 30 кВ. Для анализа получали с каждого образца не менее двадцати изображений. Расчеты химического состава осуществляли по методике ZAF коррекции и программного пакета magelanes 3.1. Погрешности определения: для тяжелых элементов ~ 0,01 % мас. и легких ~ 1 % мас. Электронно-микроскопические исследования тонких фольг от спеченных образцов и соответствующие дифракционные картины проводили на трансмиссионном электронном микроскопе ТЭМ-125 (Сумы, Украина) с потенциалом ускорения 125 кВ при разрешении 0,18 нм. Оценку межплоскостных расстояний по микроэлектронограммам (МЭГ) проводили с использованием внутреннего эталона MgO. Количественный фазовый состав композита рассчитывали методом плотнопрофильного анализа с использованием пакета MAUD. Тонкие фольги от спеченных образцов для исследования микроструктуры получили методом электрополировки в растворе $\text{HClO}_4 + 30\% \text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$.

Рентгенограммы от образцов получали с помощью дифрактометра ДРОН 4.13С в излучении медного анода в геометрии Брэгга–Бретано в диапазоне углов $20^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$. Рентгенофазный анализ осуществляли по стандартной методике с использованием программного пакета *X-powder* [14]. Дифракционный спектр образцов в виде набора уточненных значений межплоскостного расстояния d_i кристаллической решетки фазы и относительной интенсивности рефлексов этой фазы I_i идентифицировали, сравнивая с эталонным с помощью картотеки *ASTM-ICPDS* [15].

Механические испытания проводили на нанотвердомере *Nano Indenter II* фирмы «*MTS Systems Corporation*» (USA) индентором Берковича при нагрузке 5 мН (~ 0,5 Г). Скорость роста нагрузки была постоянной и равной 0,2 мН/с. Твердость и модуль упругости находили при анализа кривой розгрузки индентора по методу Оливера и Фара [16].

Результаты исследования и их обсуждение

Результаты исследования морфологии нанокристаллического порошка нитрида ванадия методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и гистограмма распределения зерен по размерам представлены на рис. 1.

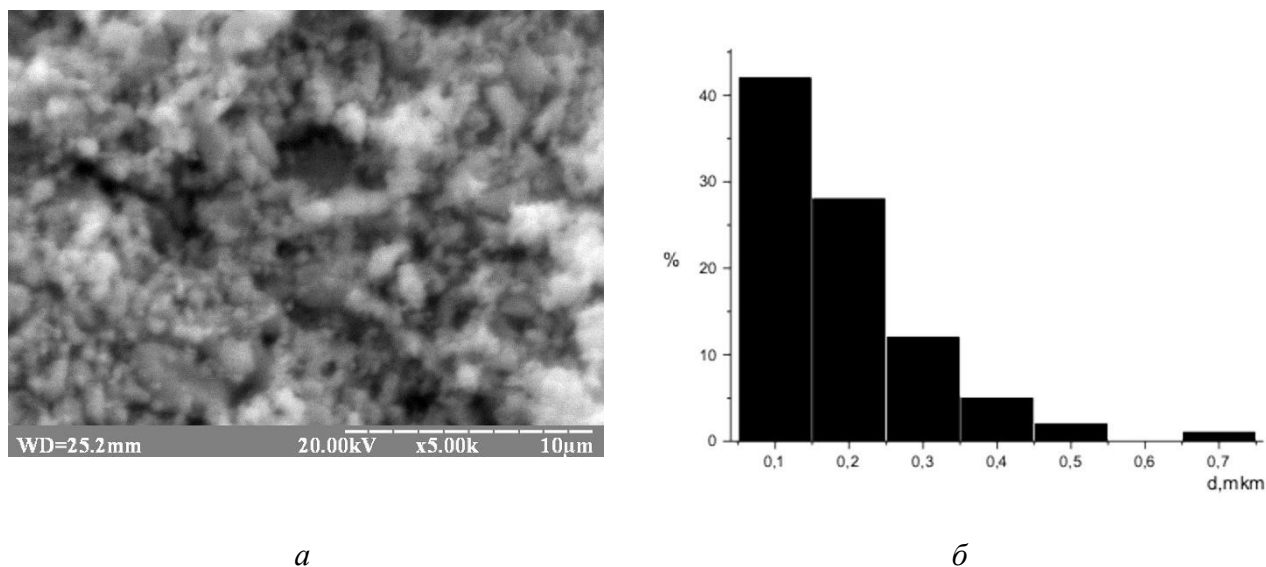


Рис. 1. Морфология исходного нанокристаллического порошка VN (а) и гистограмма (б) распределение зерен по размерам

Видно (рис. 1, а), что сформировались агломераты первичных частиц двух порядков. Агломераты первого порядка – сферической формы, размером менее 0,1 мкм. Они формируют агломераты второго порядка неправильной многоугольной, со скошенными углами, и округлой форм. Основной размер агломератов второго порядка – 0,3 мкм, а единичные достигают 1 мкм. Скорее всего, агломераты образуются за счет сил межмолекулярного взаимодействия. Размер кристаллитов в порошке нитрида ванадия колеблется в широком интервале от 0,1 до 0,7 мкм (рис. 1, б). Размер наиболее крупных (больше 0,3 мкм) достигает 0,7 мкм, хотя вклад их относительно невелик и не превышает 5%.

Таким образом, по данным электронной микроскопии частицы в исследуемом порошке характеризуются наноразмерами и межчастичной адгезией нанокристаллитов. В препарате еще содержатся более мелкие частицы (менее разрешающей способности прибора), о их наличие можно судить по наличию гало на рентгенограмме.

Компоненты в исходной смеси 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn для спекания образца характеризуются относительно равномерным распределением, их размер колеблется в интервале 5–50 мкм (рис. 2, а). Частицы порошка железа, которые выглядят как более крупные темно-серые фазы на фоне более светлых мелких фаз, со средним размером 10–15 мкм имеют преимущественно округлую форму.

Наблюдаются также частицы железа более крупных размеров, которые образуются вследствие слипания более мелких частиц под влиянием сил сцепления. Частицы порошка меди с размерами 6–10 мкм имеют менее плотную и более тонкую пространственную дендроидную структуру, что обуславливает уменьшение относительной насыпной плотности и препятствует их плотной упаковке в насыпном состоянии. Частицы порошка никеля (светлые частицы с развитым рельефом поверхности) с размером 8–12 мкм имеют несглаженные ребра с плотной структурой, что обуславливает, как и в порошках железа, высокую плотность укладки в насыпном состоянии. Частицы порошка олова имеют

шарообразную форму, что способствует их плотной упаковке в насыпном состоянии. Наиболее вероятным размером зерен в рассматриваемой смеси является 10–50 мкм (рис. 2, б).

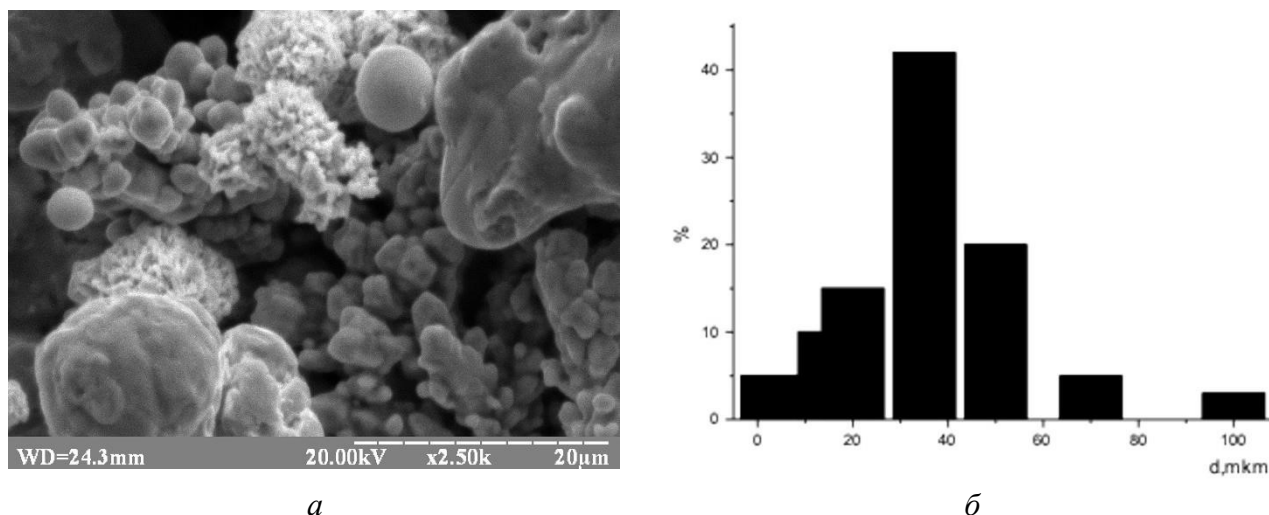


Рис. 2. Морфология частиц железа, меди, никеля, олова и нитрида ванадия в смеси 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn в исходном состоянии (а) и гистограмма (б) распределение зерен по размерам

Форма и размеры порошков железа, меди, никеля и олова в смеси 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN по сравнению с отдельными частицами в смеси 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn

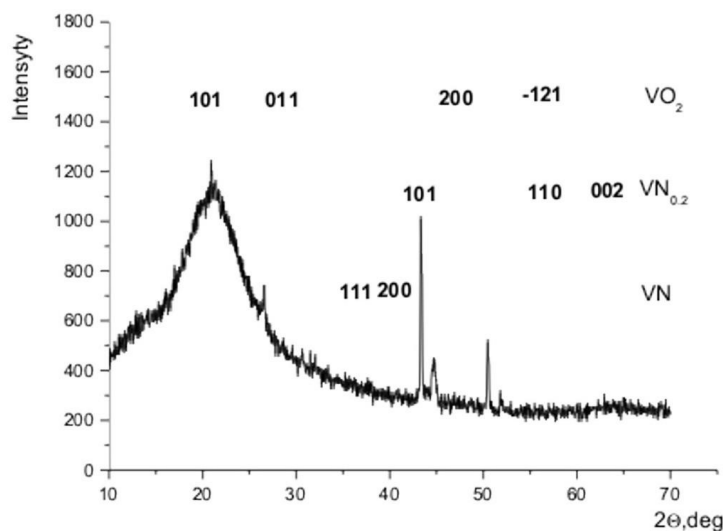


Рис. 3. Рентгенограмма из порошка VN в начальном состоянии

(гексагональный) с периодом кристаллической решетки $a = 0,5743$ нм, $b = 0,4517$ нм, $c = 0,5375$ нм. Полученные результаты хорошо согласуются с литературными значениями картотеки ICPDS–ASTM [15].

Микрорентгеноспектральным анализом выявлено (рис. 4), что структура образца 1, полученного компактированием в стальной пресс-форме при комнатной температуре и

практически не изменились. Но при этом характер распределения частиц по размерам несколько меняется.

Дифрактометрические исследования показали, что нитрид ванадия (VN) в начальном состоянии имеет трехфазную структуру (рис. 3).

Так, на рентгенограмме из порошка VN (рис. 3) зарегистрированы интерференционные рефлексы от плоскостей (111) (200) для фаз VN (кубический) с периодом кристаллической решетки $a = 0,4136$ нм; (101), (110), (002) VN_{0,2} и (101), (011), (200), (-121) VO₂

давлении 500 МПа смеси 51Fe-32-Cu-9Ni-8Sn с последующим ее спеканием в графитовой пресс-форме в вакууме при температуре 1000 °С и давлении 30 МПа в течение 12 мин, состоит из твердого раствора на основе железа (темные фазы), твердого раствора на основе меди, олова и железа (фазы серого цвета), а также вероятно фаз на основе меди и олова (светлые фазы).

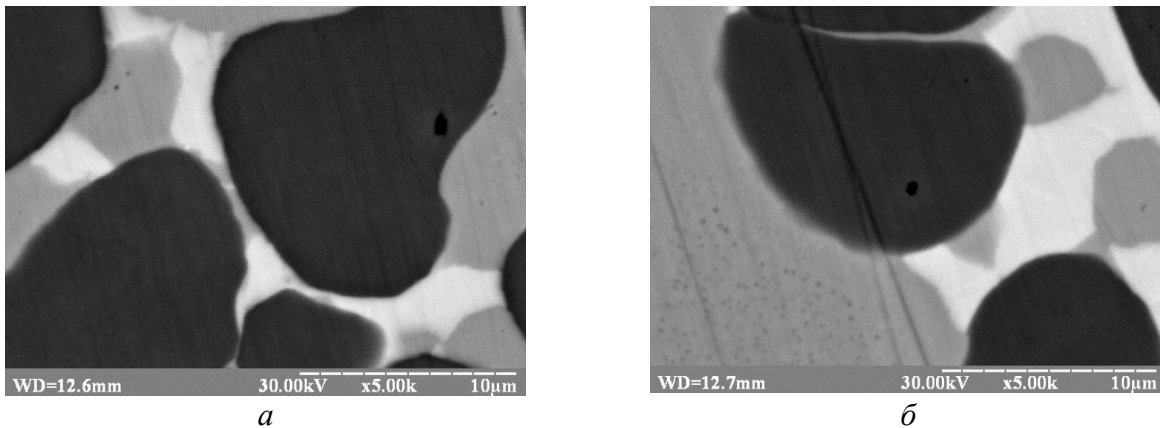


Рис. 4. Микроструктура участков (а, б) металлической матрицы для образца 1

Образующиеся фазы имеют разнообразную конфигурацию, размер зерен составляет ~5–40 мкм (рис. 4, а, б), что приблизительно соответствует размеру исходных порошков. В некоторых случаях наблюдаются внутризеренные поры.

Структура образца 2, полученного горячим прессованием смеси 49,47Fe-31,04Cu-8,73Ni-7,76Sn-3VN в вакууме при температуре 1000 °С и давлении 30 МПа в течение 12 мин, представлена на рис. 5.

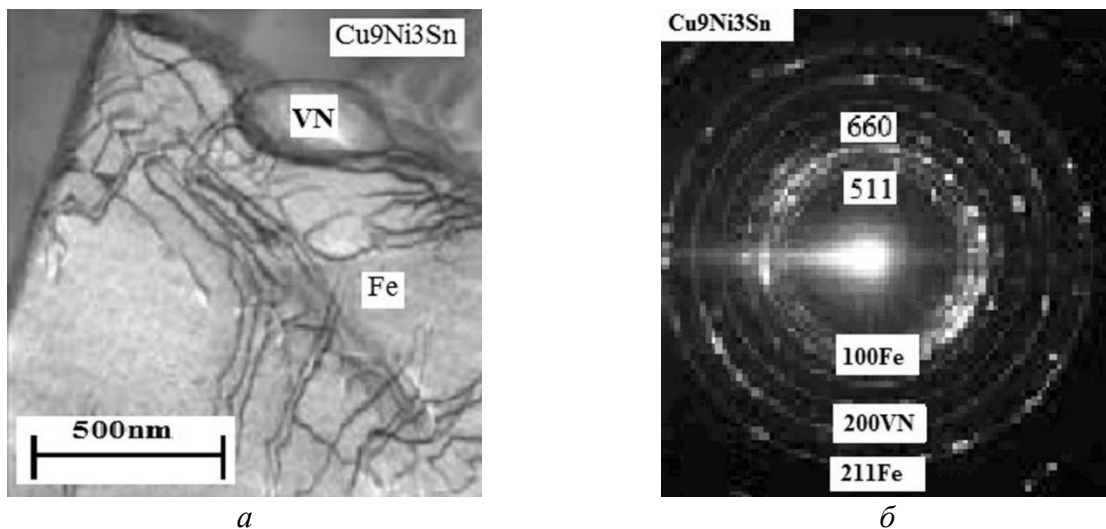


Рис. 5. ПЭМ-изображения структуры (а) и соответствующая электронограмма (б) для образца состава 49,47Fe-31,04Cu-8,73Ni-7,76Sn-3VN

Можно видеть, что имеются существенные отличия от структуры сплава 51Fe–32–Cu–9Ni–8Sn, полученного по аналогичному режиму, что обусловлено влиянием нитрида ванадия.

В структуре сплава формируется мелкое зерно феррита (α -Fe) со значительным разбросом по размерам (от 20 до 400 нм) и интерметаллидные фазы Cu_9NiSn_3 (≤ 400 нм) (рис. 5, а). Форма ферритных зерен в основном сохраняется, однако происходит полигонизация и разбиение ферритных зерен на отдельные фрагменты за счет перемещения границ (рис. 5, а). Резкое уменьшение, по сравнению со сплавом без нитрида ванадия, размера зерен сплава с нитридом ванадия может улучшить свойства, что важно для разработки КАМ нового поколения. Размер частиц нитрида ванадия (VN) колеблется в интервале от 5 до 100 нм (рис. 5, а). Частицы VN размером 50 нм и более – это, по-видимому, первичные частицы порошка. Частицы размером до 10 нм – вторичные частицы VN, выделившиеся при распаде пересыщенного твердого раствора азота и ванадия в α -железе. На электронограммах образца наблюдаются кольцевые отражения от ОЦК решетки α -Fe (110), (211), (200), (310), фаз Cu_9NiSn_3 (511), (660), VN (220), (200) и VO_2 (120), (101), (110) (рис. 5, б).

Таким образом, процесс наноструктурирования в сплаве с нитридом ванадия является следствием превращений – «растворение–выделение» нитридов в металлической матрице и может быть представлен схемой: «исходная смесь порошков с нитридом ванадия в матрице сплава» → «пересыщенный азотом твердый раствор» → «наноструктура с первичными и вторичными нитридами и твердым раствором азота и ванадия в железе». Все это оказывает влияние на физико-механические свойства сплавов и, как следствие, композиционных алмазосодержащих материалов на их основе.

Результаты исследования нанотвердости (H), модуля упругости (E), упругой деформации разрушения (H/E) и сопротивления пластической деформации (H^3/E^2) для спеченных образцов приведены в таблице.

Механические характеристики полученных образцов

Образец	Состав	Размер зерен, нм	Твердость H , ГПа	Модуль упругости E , ГПа	H/E	H^3/E^2 , МПа
1	Fe–Cu–Ni–Sn	5000–40000	2,68	199	0,013	0,49
2	Fe–Cu–Ni–Sn–VN	20–400	5,37	125	0,043	9,91

Из таблицы видно, что механические характеристики спеченных образцов значительно различаются. В образце 1 значения H , E , H/E и H^3/E^2 , составляют 2,68 ГПа, 199 ГПа, 0,013 и 0,49 МПа соответственно. При введении 3% VN в состав шихты 51Fe–32–Cu–9Ni–8Sn твердость в образце 2 возрастает от 2,68 до 5,37 ГПа, а модуль упругости уменьшается от 199 до 125 ГПа. При этом наблюдается резкое увеличение соотношений H/E и H^3/E^2 от 0,013 до 0,043 и от 0,49 до 9,91 ГПа соответственно. Причиной повышения H , H/E , H^3/E^2 при снижении E в образце 2 по сравнению с образцом 1 является уменьшение размера зерен и отсутствие остаточного (непревращенного) аустенита (ГЦК-фазы), твердость которого мала. Измельчение зерна в образце 2 происходит в результате распада пересыщенного твердого раствора азота и ванадия в α -железе и выделения первичных и вторичных фаз нитрида ванадия. Это в свою очередь может приводить к уменьшению

износа. Подобные данные твердости и отношения H/E при низком модуле упругости (~114 ГПа) получены и при исследовании многокомпонентных титановых сплавов, для которых характерна нанокристаллическая структура [17]

Из представленных данных видно, что механические свойства спеченных образцов определяются особенностями их структуры и составом. Спеченный образец 2 с размером зерен 20–400 нм имеет нанотвердость в 2 раза выше, а модуль упругости в 1,6 раза ниже по сравнению с крупнозернистым образцом 1 (размер зерен ≈ 5000 – 40000 нм). В результате этого стойкость к упругой деформации разрушения (H/E) увеличивается примерно в 3,3 раз, а сопротивление пластической деформации (H^3/E^2) — в 20 раз. В ряде работ также наблюдали улучшение механических свойств различных материалов, в том числе нанокompозитных. Например, в [18] было показано, что твердость композита системы Cu–Fe с наноразмерной структурой в 2–7 раз выше, чем твердость грубозернистых аналогов.

Выводы

Исследованы закономерности процессов структурообразования сплавов 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn и 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN, полученных брикетированием в пресс-форме при давлении 500 МПа с последующим горячим прессованием в вакууме при температуре 1000 °С и давлении 30 МПа в течение 12 мин, и проанализирована связь механических свойств с характеристиками конечной структуры. Установлены преимущества сплава 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN по сравнению со сплавом 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn.

1. Использование нанопорошка VN в количестве 3% (мас.) в составе шихты 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn с размером частиц 10–50 мкм позволяет сформировать микрогетерогенную нанокристаллическую структуру с размером зерна 20–400 нм с плотными межзеренными границами, на которых практически отсутствуют поры и дефекты. Структура сплава состоит из пересыщенного твердого раствора азота и ванадия в α -железе, интерметаллида Cu_9NiSn_3 , первичных и вторичных дисперсных фаз нитрида ванадия.

2. Механизм измельчения структуры сплава 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN по сравнению со сплавом 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn заключается в том, что нитрид ванадия растворяется в γ -Fe, а при охлаждении выделяется в виде самостоятельной дисперсной фазы с одновременным измельчением зерен.

3. Введение 3% (мас.) нанодисперсного порошка VN в состав шихты 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (образец 2) позволяет повысить нанотвердость от 2,68 до 5,37 ГПа и снизить модуль упругости от 199 до 125 ГПа. В результате упругая деформация разрушения возрастает в 3,3 раз и сопротивление пластической деформации — в 20 раз.

4. Результаты наноструктурирования за счет фазовых превращений $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, представляет практический интерес, так как упрочняемые КАМ на основе рассмотренных матриц могут использоваться для изготовления различных инструментов для камнеобрабатывающей промышленности. Для развития этого направления целесообразно уточнить структуру образца 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, уяснить механизм способствующий повышению физико-механических свойств композита с добавкой нитрида ванадия и провести трибологические исследования спеченных композитов.

Для одержання об'ємних нанокompозитів 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN використали метод пресування за кімнатної температури з наступним гарячим пресуванням в вакуумі.

Досліджено мікроструктуру спечених композитів методами рентгенівської дифракції і просвічуальної електронної мікроскопії. Показано, що в композиті 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN відбувається розчинення нітриду ванадію в γ -залізі і утворення пересиченого твердого розчину нітрогену і ванадію в α -залізі, первинних і вторинних дисперсних фаз нітриду ванадію. В результаті відбулося значне здрібнення феритних зерен (від 5–50 мкм до 20–400 нм) та покращення механічних характеристик. Наноккомпозити вважаються перспективними матеріалами для створення нового класу алмазовмісних композитів.

Ключові слова: залізо, мідь, нікель, олово, нітрид ванадію, матриця, гаряче пресування, температура, структура, твердий розчин.

V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, S. N. Dub, V. M. Kolodnits'kyi, N. O. Kuzin
FEATURES OF INFLUENCE OF VN ADDITIVE ON THE STRUCTURE

AND PROPERTIES OF Fe–Cu–Ni–Sn COMPOSITE PRODUCED BY HOT PRESSING

To obtain bulk of 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn and 49.47Fe–31.04Cu–8.73Ni–7.76Sn–3VN nanocomposites, a pressing method at room temperature and subsequent hot pressing in a vacuum was used. The microstructure of the sintered composites by X-ray diffraction and transmission electron microscopy was investigated. It is shown that in the 49.47Fe–31.04Cu–8.73Ni–7.76Sn–3VN composite there was a dissolution of vanadium nitride in γ -iron and formation of a supersaturated solid solution of nitrogen and vanadium in the α -iron. As a result, there was a substantial grinding of ferritic grains (from 5–50 μ m to 20–400 nm) and improvement of mechanical characteristics occurred. Nanocomposites are considered as promising materials to create a new generation of diamond containing composites.

Keywords: iron, copper, nickel, tin, vanadium nitride, matrix, hot pressing, temperature, structure, solid solution.

Литература

1. Gusev A. I. Effects of the nanocrystalline state in solids // Phys. Usp. – 1998. –N 41. –P. 49–76.
2. Glester H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // Acta Mater. – 2000. – N 48. – P. 1–29.
3. Mechnyk V. A. Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics // Materials Science. – 2013. – N 48. – P. 591–600.
4. 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.
5. Nitkiewicz Z., Swierzy M. Tin influence on diamond-metal matrix hot pressed tools for stone cutting. // J. Mater. Proc. Technol. – 2006. – 175. – P. 306–315.
6. Mechnik V. A. Production of Diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) Composites with High Wear Resistance // Powder Metall. Met. Ceram. – 2014. – 52. – P. 577–587.
7. 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.
8. 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. – 2010. – 32. – P. 423–431.
9. Иванова В. С., Баланкин, А. С., Бунин И. Ж., Оксогоев А. А. Синергетика и фракталы в материаловедении. – М.: Наука, 1994. – 383 с.

10. Development of superior high strength low impact transition temperature steels microalloyed with vanadium and nitrogen / M. Eissa, K. El. Fawakhry, M. H. Ahmed et. al. // *J. Mater. Sci. and Technol.* – 1997. – 5. N 1. – P. 3–19.
11. Скобло Т. С., Сапожников В. С., Сидашенко В. И. Влияние неметаллических включений на эксплуатационную стойкость рельсов // *Вісник ХНТУСГ ім. Василенка.* – 2017. – Вип. 183. – С. 104–115.
12. Белый А. В., Карпенко Г. Д., Мышкин П. К. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. – М.: Машиностроение, – 1991. – 208 с.
13. Peculiarities of obtaining diamond-(Fe-Cu-Ni-Sn) hot pressing / E. Gevorkyan, V. Mechnik, N. Bondarenko, R. Vovk, S. Lytovchenko, V. Chishkala, O. Melnik // *Functional Materials.* – 2017. – 24, N 1. – P. 31–45.
14. Kraus W., Nolze G. Powder Cell–A program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns // *J. Appl. Cryst.* – 1996. – N 29. – P. 301–303.
15. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). International Centre for diffraction data. USA, 1988. – 432 p.
16. Oliver W. C., Pharr G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mater. Res.* – 1992. – 7. – N 6. – P. 1564–1583.
17. 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.
18. Zhiwei W. U., Zhang J., Chen Yi. and 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.

Поступила 10.05.18

References

1. Gusev, A. I. (1998). Effects of the nanocrystalline state in solids. *Phys. Usp.*, 41, 49–76.
2. Glester H. (2000). Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *Acta Mater.* – 2000, 48, 1–29.
3. Mechnyk, V.A. (2013). Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics. *Materials Science*, 48, 591–600.
4. 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.
5. Nitkiewicz, Z., & Swierzy, M. (2006). Tin influence on diamond-metal matrix hot pressed tools for stone cutting. *J. Mater. Proc. Technol.*, 175, 306–315.
6. Mechnik, V. A. (2014). Production of Diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) Composites with High Wear Resistance. *Powder Metall. Met. Ceram.*, 52, 577–587.
7. Mechnik, V. A. (2014). Effect of Hot Recompression Parameters on the Structure and Properties of Diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂) Composites. *Powder Metall. Met. Ceram.*, 52, 709–721.

8. 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. *Journal of Superhard Materials*, 32, 423–431.
9. Ivanova, V. C., Balakina, A. S., Bunin, I. Zh. (1994). *Sinergetika I fraktaly v materialovedenii [Synergetics and fractals in materials science]*. Moscow: Nauka [in Russian].
10. Eissa, M., Fawakhry, K. El, Ahmed, M. H. et. al. (1997). Development of superior high strength low impact transition temperature steels microalloyed with vanadium and nitrogen. *J. Mater. Sci. and Technol*, Vol. 5, 1, 3–19.
11. Skoblo, T. S., Sapozhnikov, V. S., & Sidashenko V. I. (2017). Vliianie nemetallicheskich vklucheni na ekspluatatsionnuu stoikost relsov [Effect of non-metallic inclusions on the operational stability of rails]. *Visnuk KhNTUSHg im. Vacilenka. – Herald KhNTUSHg im. Vacilenka, Vypusk*, 183, 104–115 [in Russian].
12. Belyi, A. V., Karpenko Hg. D., & Myshkyn P. K. (1984). *Struktura i metody formirovaniia iznosostoikikh poverkhnostnykh sloiv [Structure and methods of formation of wear-resistant surface layers]*. Moscow: Mashinostroenie [in Russian].
13. Gevorkyan, E., Mechnik, V., Bondarenko, N., et al. (2017). Peculiarities of obtaining diamond-(Fe-Cu-Ni-Sn) hot pressing. *Functional Materials. Vol. 24, 1*, 31–45.
14. Kraus, W., & Nolze, G. (1996). Powder Cell–A program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns. *J. Appl. Cryst*, 29, 301–303.
15. *Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards)*. (1988). USA: International Centre for diffraction data.
16. Oliver, W. C., & Pharr, G. M. (1992). An improved technique for determining hardness and elastic modulus load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.*, 7, 6, 1564–1583.
17. Firstov, S. A., Gorban, V. F., Krapivka, N. A., et. al. (2010). Mechanical properties of multicomponent titanium alloy. *Strength of Materials*, 42, 622–630.
18. 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.