Показано, что наиболее эффективно повышение температуры подаваемого на форсунку азота от 873 до 933 К (режим P_2), при этом медианный диаметр пульверизата снижается на 12,4 %, а содержание высокодисперсной фракции порошка в пульверизате возрастает на 3,2 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания № 2014/223 (код проекта 1567).

Литература

1. *Meda L., Marra G., Galfetti L.* et al. // Mater. Sci. Eng. 2007. Vol. 27, № 5. P. 1393.
2. *Luman J. R., Wehrman B., Kuo K. K.* et al. // Proc. Combust. Inst. 2007. Vol. 31. P. 2089.
3. *Rossi C., Estève A., Vashishta P.* // J. Phys. Chem. Solids. 2010. Vol. 71, № 2. P. 57.
4. *Ничипоренко О. С., Найда Ю. И., Медведовский А. Б.* Распыливание металлических порошков. Киев: Наук. думка, 1980.
5. *Силаев А. Д., Фишман Б. Д.* Диспергирование жидких металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1983.
6. *Teipel U.* Energetic materials. Particle processing and characterization. Weinheim: Viley-VCH Verlag, 2005.
7. *Schwartz M.* New materials, processes and methods technology. Boca Raton, Florida: CRC Press, Taylor and Francis, 2005.
8. *Gash A. E., Simpson R. L., Satcher J. H.* // Defense Appl. Nanomat. / ACS Symp. Ser. 2005. Vol. 891. P. 198.
9. *Cheng Zhi-Peng, Yang Yi., Li Feng-Sheng, Pan Zhen-Hua* // Trans. Nonfer. Metals Soc. China. 2008. Vol. 18. P. 378.
10. *Ha Y.-C., Cho C.* // J. Korean Phys. Soc. 2010. P. 1574.
11. *Сизов А. М.* Газодинамика и теплообмен газовых струй в металлургических процессах. М.: Металлургия, 1987.
12. *Сизов А. М.* Диспергирование расплавов сверхзвуковыми газовыми струями. М.: Металлургия, 1991.
13. *Rao C. N. R., Müller A., Cheetham A. K.* Nanomaterials chemistry: Recent developments and new directions. Weinheim: Viley-VCH Verlag, 2007.
14. *Xiao Y., Qi L., Zeng X.* et al. // J. Mech. Eng. 2011. Vol. 47, № 15. P. 156.
15. Порошок алюминиевый высокодисперсный АСД-1, АСД-4, АСД-6: Технические условия 48-5-28–87. Шелехов: ООО «СУАЛ-ПМ», 1987.
16. *Архипов В. А., Бондарчук С. С., Евсевлеев М. Я.* и др. // Инж.-физ. журн. 2013. Т. 86, № 6. С. 1229.
17. *Коузов П. А.* Основы анализа дисперсного состава промышленных пылей и измельченных материалов. Л.: Химия, 1971.

УДК 669.018.95 + 620.178.162

Изменение структуры и свойств спеченных сплавов под влиянием наноразмерных углеродных добавок

© 2014 г. **П. А. Витязь, В. И. Жорник, С. А. Ковалева, В. А. Кукареко**

Президиум НАН Беларуси
Объединенный институт машиностроения (ОИМ) НАН Беларуси, г. Минск

Статья поступила в редакцию 25.11.13 г., доработана 24.07.14 г., подписана в печать 28.07.14 г.

П. А. Витязь – докт. техн. наук, проф., акад. НАНБ, рук-ль аппарата НАНБ (220072, Респ. Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, 66). E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by.
В. И. Жорник – докт. техн. наук, доцент, зав. лабораторией наноструктурных и сверхтвердых материалов ОИМ НАНБ (220072, Респ. Беларусь, г. Минск, ул. Академическая, 12). E-mail: zhornik@inmash.bas-net.by.
С. А. Ковалева – ст. науч. сотр. той же лаборатории. E-mail: sveta_kovaleva@tut.by.
В. А. Кукареко – докт. физ.-мат. наук, доцент, нач-к Центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов ОИМ НАНБ. E-mail: v_kukareko@mail.ru.

Рассмотрено влияние наноразмерных углеродных добавок на структурно-фазовое состояние и свойства спеченных сплавов на медной, железной и вольфрамокобальтовой основах. Показано, что при жидкофазном спекании и процессе кристаллизации порошковых композиций, содержащих наноразмерные углеродные частицы, нерастворившаяся доля наноразмерной добавки может выступать в качестве дополнительных центров зарождения кристаллов, что способствует измельчению структуры. Установлено, что для сплавов, способных образовывать с углеродом твердые растворы или упрочняющие карбидные фазы, наноразмерная алмазно-графитовая добавка приводит к увеличению твердости спекаемых композитов и улучшению их триботехнических свойств.

Ключевые слова: спеченные сплавы, наноразмерная углеродная добавка, структура, свойства.

There was considered influence of nanosized carbon additives on structural phase state and properties of the sintered alloys on the copper, iron and tungsten-cobalt base. There was demonstrated that under liquid phase sintering and crystallization process of powder compositions that contain nanosized carbon particles. non-dissolved fraction of nanosized additive could be stands as additional nucleation centers, that promotes atomization of structure. There was established that for alloys that could be form solid solutions with carbon or hardening carbide phases. nanosized diamond-graphite additives increase of hardness of sintered composites and improve its tribotechnical characteristics

Key words: sintered alloys, nanosized carbon additive, structure, properties.

Введение

Эффективным методом повышения свойств спеченных сплавов является их модифицирование наноразмерными добавками, в качестве которых могут выступать наноразмерные частицы металлов, оксидов, углеродных материалов и др. [1–4]. Наноразмерные добавки способны оказывать влияние на протекание диффузии и химических превращений, активируя процессы уплотнения материала и низкотемпературного сплавообразования в смеси порошков [3, 5]. Их введение в состав спекаемой композиции может осуществляться осаждением из коллоидных растворов, в процессе термического разложения химических соединений, гомогенизацией при аттриторной обработке и др. [6–9].

Перспективной модифицирующей добавкой для разработки антифрикционных материалов является наноразмерная алмазно-графитовая шихта, частицы которой обладают высокой адсорбционной и химической активностью и могут выступать в роли мощного структурообразователя, обеспечивая дисперсионное упрочнение композита. Содержащаяся в шихте графитовая составляющая может оказывать положительное влияние на антифрикционные характеристики спеченной композиции [1, 10, 11].

Цель настоящей работы – исследование влияния наноразмерных углеродных добавок на структурно-фазовое состояние и механические свойства порошковых сплавов на медной, железной и вольфрамокобальтовой основах, полученных методом электроконтактного спекания.

Материалы и методы исследования

Для исследования были выбраны широко применяемые на практике для изготовления правящего и отрезного алмазного инструмента порошковые сплавы 78,2Cu–21,8Sn (связка М2-01), 66,6WC–25,8Cu–7,6Co (связка М6-02), 34,0Fe–32,9Cu–13,7Sn–9,8Co–9,6Ni (связка М6-14) (ТУ 2-037-410-83). Консолидацию сплавов осуществляли методом электроконтактного спекания (плотность тока i = 8÷12 кА/см^2, продолжительность нагрева $t_н$ = 30÷90 с, длительность импульсов и пауз $t_{имп}$, $t_{пауз}$ = 0,02 с, давление p = 20÷50 МПа) после смешивания исходных порошков в аттриторе (время смешивания $t_{см}$ = 1 ч, энергия активации порошковой композиции $E_а$ = 4,6 кДж/г). В качестве углеродной наноразмерной добавки использовали алмазно-графитовую шихту АШ-А (ТУ РБ 100056180.003-2003) производства НП ЗАО «Синта» (г. Минск) с соотношением алмазной и графитовой составляющих 50 : 50. Концентрацию шихты АШ-А варьировали в пределах от 0 до 1,0 мас.%.

Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-3.0. Для фазового анализа применяли стандартную картотеку PDF-2 [12].

Твердость сплавов по Виккерсу измеряли на приборе ТП-2 при нагрузке 294 Н, микротвердость – на микротвердомере «Micromet-II» с нагрузкой 0,98 Н.

Исследование элементного состава проводили с помощью микрорентгеноспектрального анализатора INCA 350 (фирма «Oxford Instruments», Англия). Микроструктуру сплавов изучали на сканирующем электронном микроскопе «Mira» («Tescan», Чехия).

Механические свойства исследовали на гидравлической испытательной машине «Instron Satec 300LX».

Результаты исследований и их обсуждение

Твердость спеченного сплава системы Cu–Sn без АШ-А составляет HV = 2240÷2260 МПа, пористость – менее 1 %. Сплав содержит медь (a = 0,3615 нм), матричную α-фазу твердого раствора олова в меди (α-Cu) с гранецентрированной кубической решеткой (a = 0,3699 нм),

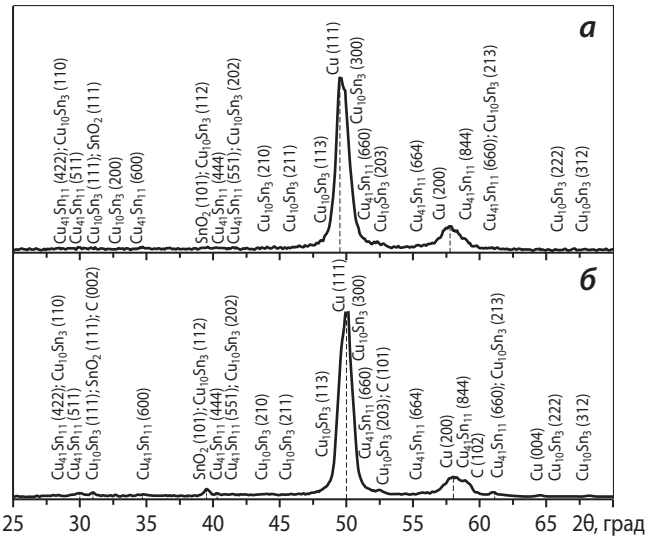

Рис. 1. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) сплава системы Cu–Sn

а – без АШ-А; ***б*** – 1,0 мас.% АШ-А

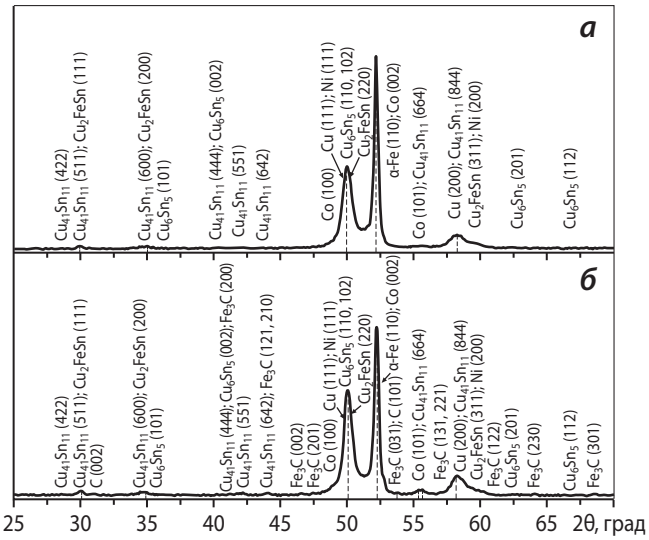

Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) сплава системы Fe–Cu–Sn–Co–Ni

а – без АШ-А; ***б*** – 1,0 мас.% АШ-А

а также фазы δ-$Cu_{41}Sn_{11}$ (a = 1,798 нм) и ξ-$Cu_{10}Sn_3$ (a = 0,733 нм, c = 0,787 нм, c/a = 1,0737) (рис. 1, *а*).

Введение в спекаемую шихту сплава системы Cu–Sn наноразмерных частиц АШ-А (1 мас.%) приводит к снижению твердости полученного сплава до HV = 1780÷1820 МПа и возрастанию его пористости до 4–5 %. При этом поры частично заполнены графитосодержащими конгломератами, образовавшимися за счет вытеснения частиц АШ-А в области тройных стыков спекаемых металлических частиц и графитизации алмазной фазы шихты АШ-А в процессе спекания. В фазовом составе сплава Cu–Sn, модифицированного АШ-А, дополнительно регистрируется присутствие графита (a = 0,2456 нм, c = 0,6696 нм) (рис. 1, *б*). Кроме этого, наблюдается некоторое увеличение количественного содержания интерметаллической фазы δ-$Cu_{41}Sn_{11}$. Параметр кристаллической решетки фазы твердого раствора (α-Cu) при этом заметно уменьшается (a = 0,3684 нм), что, очевидно, связано с выделением дополнительного количества интерметаллической фазы δ-$Cu_{41}Sn_{11}$ и уходом атомов олова из матричной α-фазы.

Твердость спеченного сплава Fe–Cu–Sn–Co–Ni без АШ-А составляет HV = 2450÷2470 МПа, пористость – 1,0÷1,5 %. На его рентгеновской дифрактограмме можно видеть (рис. 2, *а*) образование следующих фаз: твердого раствора на основе железа (α-Fe) (a = 0,2873 нм) (предположительно олова в железе), твердых растворов на основе меди (Cu) (a = 0,3665 нм) и никеля (Ni) (a = 0,3575 нм), ε-Co (a = 0,2503 нм, c = 0,406 нм), δ-$Cu_{41}Sn_{11}$ (a = 1,798 нм).

Добавление в состав шихты спекаемого сплава этой системы частиц АШ-А в количестве 1,0 мас.% приводит к некоторым изменениям в фазовом составе сплава (рис. 2, *б*). В этом случае регистрируется появление небольшого количества частиц Fe_3C (a = 0,5091 нм, b = 0,6743 нм, c = 0,4526 нм) и углерода (графита). Образование цементита вызвано превращением ультрадисперсных алмазных частиц в графит при нагреве до температур спекания и взаимодействием углерода с атомами железа в процессе спекания сплава. Параметры кристаллической решетки фаз (α-Fe) и (Cu) сохраняются на том же уровне, что и у сплава без АШ-А. Некоторое снижение параметра решетки регистрируется для фазы твердого раствора (Ni) (a = 0,3562 нм), что связано, по нашему мнению, с образованием в сплаве дополнительного количества интерметаллической фазы δ-$Cu_{41}Sn_{11}$ и уменьшением содержания растворенной меди в твердом растворе никеля. Возрастание интенсивности дифракционных линий от интерметаллической фазы δ-$Cu_{41}Sn_{11}$ (см. рис. 2, *б*) также объясняется формированием относительно повышенного количества интерметаллической фазы δ-$Cu_{41}Sn_{11}$ в процессе спекания порошков с добавлением частиц АШ-А.

Спеченный с добавками АШ-А сплав системы Fe–Cu–Sn–Co–Ni характеризуется более высоким уровнем твердости (HV = 2510÷2850 МПа) при несколько возросшей пористости (2,5–3,0 %) по сравнению со сплавом без АШ-А. Некоторое повышение твердости сплава с АШ-А может быть обусловлено появлением в его составе частиц цементита. При этом, как и в случае со сплавом системы Cu–Sn, часть пор заполнена графитосодержащими конгломератами, образовавшимися из нерастворившейся доли алмазно-графитовых частиц АШ-А.

Твердость спеченного сплава системы WC–Cu–Co без добавки АШ-А составляет HV = 3260÷3280 МПа. Пористость в количестве 1,5–2,0 % представлена в виде отдельных пор, рассеянных по всему сечению образца. После спекания в сплаве регистрируются фазы WC (a = 0,2906 нм, c = 0,2837 нм), Cu ($a_{табл}$ = 0,3615 нм), M_6C (Co_2W_4C) (a = 1,128 нм) и $M_{12}C$ (Co_6W_6C) (a = 1,089 нм) (рис. 3, *а*).

Спекание сплава системы WC–Cu–Co, модифицированного наноразмерными частицами АШ-А, приводит к существенным изменениям его фазового состава (рис. 3, *б*). В частности, в нем не обнаруживаются частицы фазы M_6C (Co_2W_4C), а содержание фазы $M_{12}C$ (Co_6W_6C) заметно возрастает. Кроме того, в сплаве регистрируется присутствие графита. Твердость сплава при этом существенно повышается по сравнению с немодифицированным образцом и составляет

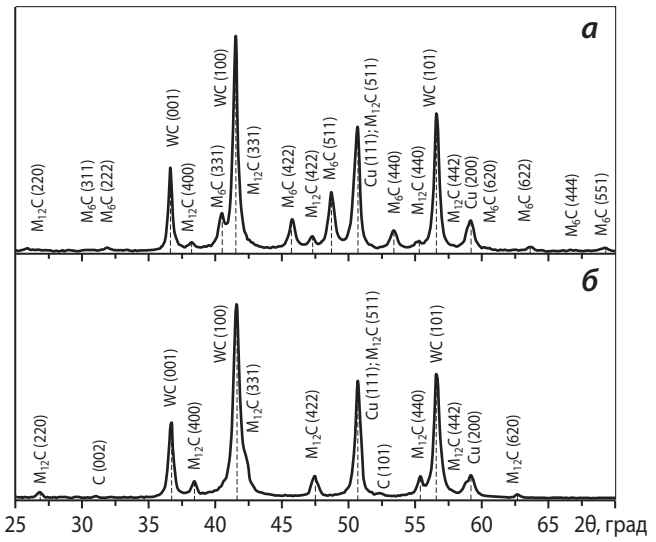

Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) сплава системы WC–Cu–Co

а – без АШ-А; ***б*** – 1,0 мас.% АШ-А

HV = 3910÷4100 МПа, пористость также несколько увеличивается (2,0–2,5 %).

Анализ морфологии элементов структуры для сплава системы Cu–Sn показал, что в немодифицированном сплаве размер частиц первичных кристаллов α-фазы твердого раствора олова в меди составляет 6–10 мкм, а вторичные игольчатые выделения в эвтектоиде имеют длину игл до 8 мкм. При введении в сплав наноразмерного модификатора АШ-А величина первичных кристаллов твердого раствора уменьшается до 3–6 мкм. Более существенное влияние добавка АШ-А оказывает на размер вторичных кристаллов, длина игл которых сокращается до 0,8–3,0 мкм, а часть вторичных кристаллов α-фазы твердого раствора приобретает глобулярную форму (рис. 4, *а*, *б*).

При введении модификатора АШ-А в сплав системы Fe–Cu–Sn–Co–Ni происходит изменение фазового состава сплава и количественного соотношения фаз, при этом наблюдается снижение количества эвтектоида на основе железа и повышение концентрации фаз с высокой твердостью (интерметаллид $Cu_{41}Sn_{11}$ и цементит Fe_3C). По границам зерен происходит образование дисперсных включений на основе железа, предположительно карбидов, размером 0,2–0,5 мкм и остаточного углерода в виде графитосодержащих конгломератов величиной до 1,2 мкм. Существенного изменения размера зерен не отмечается, однако уменьшается размер локальных областей, обогащенных железом, от 100–180 мкм (без АШ-А) до 50–70 мкм (1,0 мас.% АШ-А) (рис. 4, *в*, *г*).

В модифицированном сплаве системы WC–Cu–Co в расплавленной эвтектике, образуемой кобальтом с карбидом вольфрама, наряду с нерастворенными частицами WC присутствуют дисперсии углерода, которые выступают в качестве дополнительных центров кристаллизации и способствуют измельчению формирующихся карбидных частиц. При этом повышенное количество углерода инициирует преимущественное образование более пластичного карбида Co_6W_6C. В результате структура модифицированного сплава системы WC–Cu–Co представляет собой крупные кристаллы карбида вольфрама, окруженные мелкими кристаллами WC в связке из твердого раствора кобальта в меди с отдельными частицами карбидов Co_6W_6C. Размер частиц первичных WC с добавлением углеродного

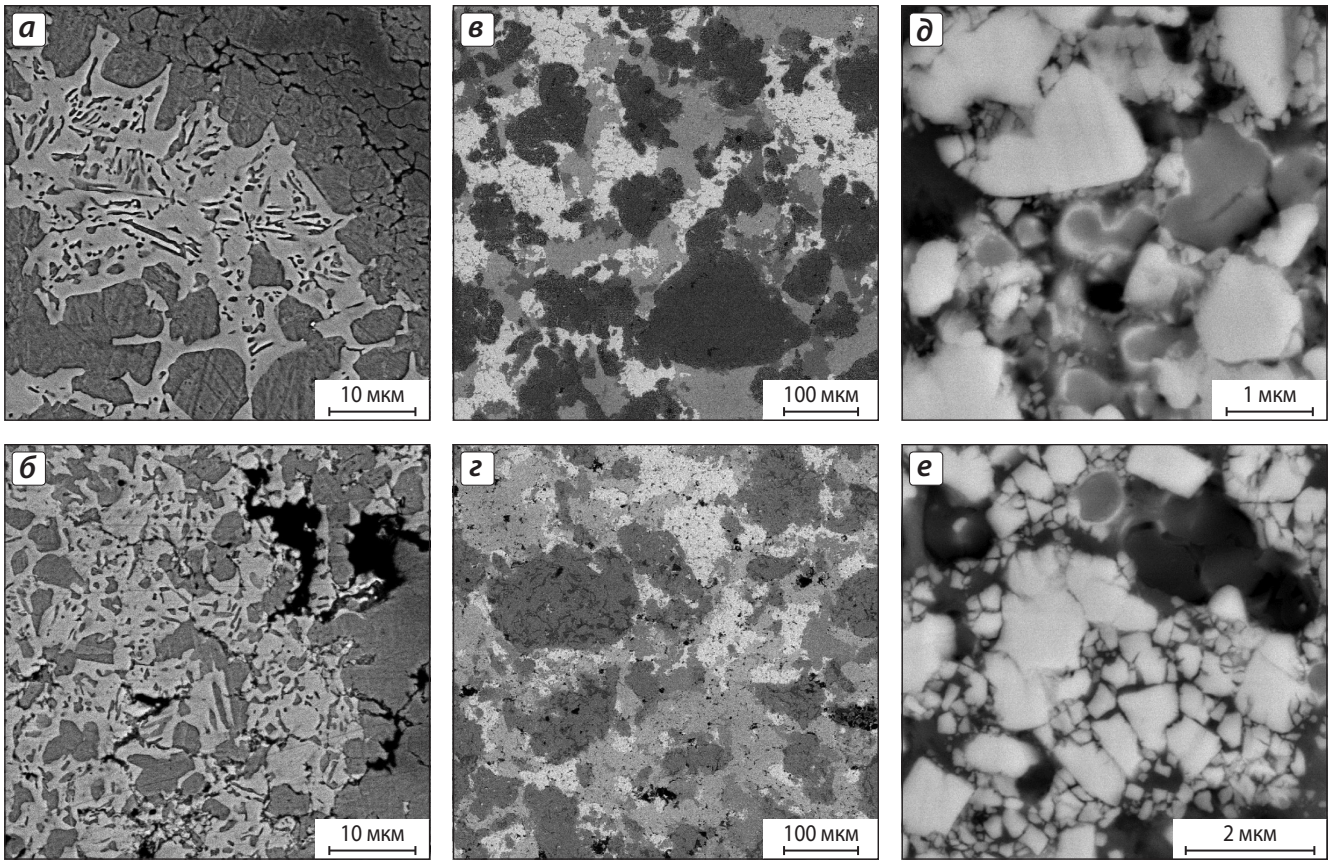

Рис. 4. Микроструктура сплавов систем Cu–Sn (***а***, ***б***), Fe–Cu–Sn–Co–Ni (***в***, ***г***), WC–Cu–Co (***д***, ***е***) с различным содержанием добавки АШ-А (СЭМ, в обратно отраженных электронах)
а, ***в***, ***д*** – без АШ-А; ***б***, ***г***, ***е*** – 1,0 мас.% АШ-А

модификатора уменьшается в среднем от 2,0–3,0 до 0,8–1,2 мкм. При этом размер вторичных кристаллов WC находится на уровне 0,13–0,19 мкм и практически не зависит от концентрации АШ-А. Размер двойных карбидных частиц Co_6W_6C при модифицировании сплава снижается в среднем с 1,2–2,3 до 0,5–1,0 мкм при одновременном возрастании их содержания в сплаве. Размер графитовых включений с повышением концентрации модификатора АШ-А увеличивается и для $C_{АШ\text{-}А}$ = 1÷0 мас.% составляет 0,5–1,2 мкм (см. рис. 4, *д*, *е*).

Изучение влияния концентрации наноразмерной добавки на микротвердость модифицированных сплавов системы Cu–Sn показало, что при малом количестве АШ-А (до $C_{АШ\text{-}А}$ = 0,5 мас.%) величина микротвердости возрастает за счет повышения содержания твердой интерметаллической фазы δ-$Cu_{41}Sn_{11}$ от H_μ = 2240 МПа (без АШ-А) до H_μ = 2670 МПа ($C_{АШ\text{-}А}$ = 0,5 мас.%), а при дальнейшем росте концентрации добавки АШ-А ее уровень начинает падать до H_μ = 1780 МПа (при $C_{АШ\text{-}А}$ = 1,0 мас.%), что обусловлено, по-видимому, увеличением пористости сплава и формированием несплошностей.

Твердость спеченного сплава Fe–Cu–Sn–Co–Ni без АШ-А составляет *HV* = 2450÷2470 МПа, пористость – 1,0÷1,5 %. Спеченный с добавками АШ-А сплав характеризуется более высоким уровнем твердости (*HV* = 2510÷2850 МПа) при несколько возросшей пористости (2,5–3,0 %). При этом максимальная твердость фиксируется для $C_{АШ\text{-}А}$ = 0,75 мас.%. Некоторое повышение твердости модифицированного сплава может быть обусловлено появлением в его составе частиц цементита. При этом, как и в случае со сплавом системы Cu–Sn, часть пор заполнена графитосодержащими конгломератами, образовавшимися из нерастворившейся доли алмазно-графитовых частиц АШ-А.

Твердость спеченного сплава системы WC–Cu–Co без добавки АШ-А составляет *HV* =

= 3260÷3280 МПа. Пористость величиной 1,5–2,0 % представлена в виде отдельных пор, рассеянных по всему сечению образца. Твердость данного сплава, спеченного с добавлением частиц АШ-А, существенно возрастает по сравнению с немодифицированным сплавом и составляет *HV* = 3910÷4100 МПа, при этом максимальная твердость соответствует сплаву с содержанием модификатора 0,75 мас.%.

Можно отметить, что для спекаемых сплавов, компоненты которых не образуют с углеродом фаз внедрения или химических соединений, введение наноразмерной алмазно-графитовой добавки повышает пористость спека и мало сказывается на увеличении его твердости. Для сплавов, способных образовывать с углеродом твердые растворы или упрочняющие карбидные фазы, добавка АШ-А приводит к росту твердости спекаемых композитов на 15–25 % при практически не изменяющейся пористости.

Результаты механических испытаний образцов спеченных сплавов на сжатие, представленные в таблице, показывают, что в случае сплавов системы Cu–Sn добавление в спекаемую шихту добавок АШ-А обуславливает некоторое снижение прочностных свойств, твердости и пластичности спеченного сплава. Причиной этого может являться возрастание пористости сплава и выделение в сплаве дополнительного количества интерметаллической фазы δ-$Cu_{41}Sn_{11}$, повышающей хрупкость сплава.

Для сплава системы Fe–Cu–Sn–Co–Ni обнаруживается некоторое увеличение прочностных свойств в случае его модифицирования добавками АШ-А. Вероятно, в данном случае повышение прочности модифицированного сплава за счет выделения частиц цементита превалирует над негативными, с точки зрения прочностных свойств спеченного материала, явлениями, связанными с возрастанием пористости. Увеличение пластичности модифицированного сплава может быть обусловлено измельчением его структуры.

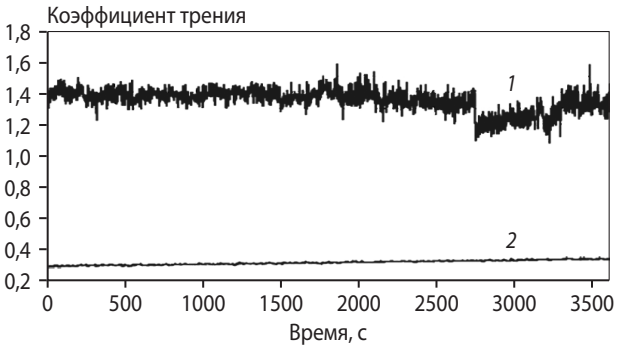

Рис. 5. Влияние добавки АШ-А на антифрикционные свойства сплава системы Cu–Sn
1 – без АШ-А; ***2*** – 0,5 мас.% АШ-А

Спеченный сплав системы WC–Cu–Co имеет высокие механические характеристики, а модифицирование его порошковой шихты добавками АШ-А приводит к существенному повышению количества содержащейся в спеченном сплаве фазы $M_{12}C$ (Co_6W_6C) при низком уровне пористости спека и сопровождается возрастанием прочностных характеристик и твердости этого сплава. Указанные особенности механических свойств обусловлены активным взаимодействием наноразмерных углеродных частиц добавки с частицами WC и Co в процессе интенсивного деформационно-термического воздействия.

Установлена зависимость триботехнических свойств спекаемых металлических композиций от содержания АШ-А в их составе. Показано, что оптимальная концентрация модифицирующей добавки для исследуемых сплавов составляет

Результаты испытаний на сжатие спеченных сплавов

Состав композиции металлической связки	Предел текучести, МПа	Деформация, %	Предел прочности, МПа	Твердость *HV*, МПа
М2-01	527,9	21,49	889,36	2240–2260
М2-01 + 1 мас.% АШ-А	511,9	12,88	685,26	1780–820
М6-02	621,2	18,86	1075,54	2450–2470
М6-02 + 1 мас.% АШ-А	747,5	20,79	1317,61	2510–2530
М6-14	833,6	13,27	1097,03	3260–3280
М6-14 + 1 мас.% АШ-А	1020,5	11,27	1275,01	3910–3930

0,50–0,75 мас.%. При этом коэффициент трения модифицированных композиций снижается в 2,8–6,2 раза (рис. 5), а износостойкость возрастает в 3,8–8,8 раза. Повышение антифрикционных свойств модифицированных сплавов обусловлено наличием в их структуре графитосодержащих включений, а увеличение прочности и износостойкости – формированием более гомогенной и дисперсной структуры и повышенным содержанием упрочняющих фаз. Для сплавов, содержащих карбидообразующие элементы, улучшению их триботехнических свойств при введении частиц АШ-А способствуют три фактора: повышение содержания упрочняющих фаз, измельчение структуры и образование графитосодержащих включений. Для сплавов, не имеющих в своем составе таких элементов, подобный эффект обусловлен только двумя последними факторами.

Заключение

В результате исследования влияния наноразмерной алмазно-графитовой добавки АШ-А на изменение структурно-фазового состояния и свойств спеченных сплавов отмечено формирование в модифицированных сплавах более дисперсной и гомогенной структуры. При этом в сплавах, содержащих взаимодействующие с углеродом элементы, образуются твердые растворы или карбидные фазы. Присутствие углерода наноразмерной добавки способно инициировать формирование в процессе спекания повышенного количества упрочняющих интерметаллических фаз.

Показано, что при жидкофазном спекании в процессе кристаллизации порошковых композиций, содержащих наноразмерные алмазно-графитовые частицы, нерастворившаяся доля наноразмерной добавки в виде дисперсных углеродных частиц может выступать в качестве дополнительных центров зарождения кристаллов, что способствует измельчению структуры.

Для спекаемых сплавов, компоненты которых не образуют с углеродом фаз внедрения или химических соединений, введение АШ-А повышает пористость спека и мало сказывается на возрастании его твердости. Для сплавов, способных образовывать с углеродом твердые растворы или упрочняющие карбидные фазы, данная добавка приводит к увеличению твердости спекаемых композитов при практически не изменяющейся пористости.

Установлено, что оптимальная концентрация модифицирующей добавки для исследуемых сплавов составляет 0,50–0,75 мас.%, при этом коэффициент трения модифицированных композиций снижается в 2,8–6,2 раза, а износостойкость возрастает в 3,8–8,8 раза.

Литература

1. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками / Под ред. П. А. Витязя. Минск: Беларус. навука, 2011.
2. *Gleiter H.* // Acta Mater. 2000. Vol. 48. P. 1.
3. *Мейлах А. Г., Рябова Р. Ф.* // Физика и химия обраб. материалов. 2001. № 1. С. 70.
4. *Дьячкова Л. Н., Лецко И. Н.* // Изв. НАН Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. 2007. № 3. С. 21.
5. *Мейлах А. Г., Рябова Р. Ф., Савинцев П. П.* // Физика и химия обраб. материалов. 2005. № 2. С. 74.
6. *He L., Ma E.* // Nanostruct. Mater. 1996. Vol. 7, № 3. P. 327.
7. *Champion Y., Guerin-Mailly S., Bonnentien J. L., Langlois P.* // Scr. Met. 2001. Vol. 44, № 8–9. P. 1609.
8. *Venugopal T., Prasad Rao K., Murty B. S.* // Mater. Sci. Eng. A. 2005. Vol. 393. P. 382.
9. *Steinhauser S.* // Galvanotechnik. 2001. Bd. 92, № 4. S. 940.
10. *Popov V. A., Belevsky I. S., Belevskaya E. L.* // Book of Abstract 12th Intern. Symp. on Metastable and Nano Materials (ISMANAM) (Paris, France, July 2005). P. 5-B-III-6.
11. *Livramento V., Correia J. B., Shohoji N., Osawa E.* // Diamond Relat. Mater. 2007. Vol. 16. P. 202.
12. Powder Diffraction File. Data Cards. Inorganic Section. Sets 1—34. JCPDS. Swarthmore. Pennsylvania. USA1948–1984.