

14. Способ формирования износостойкого покрытия: пат. 2234382 РФ, МПК В 05 D 5/08 / П.А. Витязь, М.А. Белоцерковский, В.Л. Басинюк, Е.И. Мардосевич; заявитель ИНДМАШ НАН Беларуси. – № 2002128900; заявл. 28.10.2002; опубл. 20.08.2004 // Бюллетень / Фед. институт промышл. собственности. – 2004. – № 23. – С. 341.

15. Способ получения износостойкого покрытия: пат. 9465 Респ. Беларусь, МПК С 23 С 4/18 / П.А. Витязь, М.А. Белоцерковский, А.В. Белый, В.А. Кукареко; заявитель Объединенный ин-т машиностроения НАН Беларуси. – № 20030256; заявл. 21.03.2003; опубл. 30.06.2007 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2007. – № 3. – С. 102.

16. Способ получения износостойкого стального покрытия: пат. 11776 Респ. Беларусь, МПК С 23 С 4/06 / М.А. Белоцерковский, А. Патеюк, А.В. Белый, В.А. Кукареко; заявитель Объединенный ин-т машиностроения НАН Беларуси. – № а 20070688; заявл. 06.06.2007; опубл. 30.04.2009 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2009. – № 4. – С. 142.

УДК669.018.95+620.178.162

В.И. ЖОРНИК, д-р техн. наук (ОИМ НАН Беларуси)

ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ УГЛЕРОДНЫХ ДОБАВОК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА

Введение. К числу эффективных методов повышения свойств спеченных сплавов относится их модифицирование наноразмерными добавками. При этом в качестве модифицирующих добавок могут выступать наноразмерные частицы металлов, оксидов, углеродных материалов и др. [1–3]. Наноразмерные добавки способны оказывать влияние на протекание диффузии и химических превращений, активируя процессы уплотнения материала и низкотемпературного сплавообразования в порошковой системе. Введение наноразмерных добавок в состав шихты может осуществляться осаждением из коллоидных растворов, в процессе термического

разложения химических соединений, гомогенизацией при аттриционной обработке и др.

Цель настоящей работы – исследование влияния наноразмерных углеродных добавок на структурно-фазовое состояние и механические свойства порошковых сплавов на вольфрамо-кобальтовой основе, полученных методом электроконтактного спекания (ЭКС).

Методика проведения исследований. Исследования проводились на образцах спеченного материала из порошков твердого сплава ВК8 (ТУ 48-19-60-78) и твердого сплава WC67Cu25Co8 с добавками ультрадисперсного углеродного модификатора. В качестве ультрадисперсной углеродной добавки использовались коллоидно-графитовый водный препарат В-1 (ТУ 113-08-48-62-92) в количестве 2 масс.% и наноразмерная алмазно-графитовая шихта ША-А (ТУ РБ 100056180.003-2003) в количестве 0,50–1,0 масс.%. Исследовалось влияние добавки коллоидного графита и режимов спекания на структурно-фазовое состояние, а также механические и трибомеханические свойства образцов спеченного твердого сплава. Спекание проводилось по двум технологическим режимам: режим 1 – ток спекания $I_n = 6,2$ кА, давление $p = 35$ МПа, длительность импульсов и пауз $t_{\text{имп, пауз}} = 0,02$ с, общая продолжительность спекания $t_{\text{сп}} = 40$ с; режим 2 – ток спекания $I_n = 7,5$ кА, давление $p = 40$ МПа, длительность импульсов и пауз $t_{\text{имп, пауз}} = 0,02$ с, общая продолжительность спекания $t_{\text{сп}} = 60$ с.

Исследование структурно-фазового состояния образцов твердого сплава проводилось на дифрактометре ДРОН-2.0 в монохроматизированном СоKa. Определение параметров кристаллической решетки β -Со осуществлялось по дифракционным линиям с индексами 200 и 222. Определение параметров кристаллической решетки карбида WC осуществлялось по дифракционным линиям с индексами 201 и 112. Физическое уширение дифракционных линий определялось методом аппроксимации. В качестве эталона использовался образец отожженной и электрополированной меди.

Твердость исследуемых образцов определялась с помощью твердомера DuraScan 20 с использованием индентора Виккерса при нагрузке 98 Н (10 кг).

Триботехнические испытания проводились в режиме трения без смазки на автоматизированном трибометре АТВП, работающем по схеме возвратно-поступательного перемещения образца по контр-

телу. В качестве контртела использовалась пластина, изготовленная из закаленной углеродистой стали У8 с твердостью $HV = 8100$ МПа. Средняя скорость перемещения образца относительно контртела в процессе трибоиспытаний составляла 0,1 м/с. Номинальное контактное давление испытаний составляло 1 МПа. В качестве трибо-технических характеристик, подлежащих оценке в процессе испытаний, были выбраны коэффициент трения и массовая интенсивность изнашивания.

Механические испытания на сжатия проводились на универсальной компьютеризированной гидравлической машине INSTRON Satex 300LX. Скорость нагружения составляла 1 мм/мин. Обработка полученных данных осуществлялась с помощью программного обеспечения BluehillLite.

Структура и фазовый состав спеченного твердого сплава. Спеченный по режиму 1 твердый сплав стандартного состава имеет твердость $750 HV_{10}$. Сплав содержит гексагональный карбид вольфрама WC ($P6m2$, $a = 0,2906$ нм, $c = 0,2835$ нм) и кубический β -Co ($Fm3m$, $a = 0,3569$ нм). Необходимо отметить, что спеченный сплав имеет существенно более высокое значение параметра кристаллической решетки связующего материала – кубического β -Co по сравнению с стандартным значением параметра решетки β -Co ($a = 0,3545$ нм, PDF № 15-0806). Повышенное значение параметра кристаллической решетки связующего β -Co может быть связано с повышенной плотностью содержащихся в нем после спекания дефектов кристаллической решетки, а также с легированностью β -Co другими элементами. В пользу этого положения свидетельствует высокий уровень величины физического уширения дифракционных линий β -Co (таблица 1). Спекание немодифицированного твердого сплава по режиму 2 приводит к увеличению твердости сплава с 795 до 810 HV_{10} . Фазовый состав сплава и значения его структурных параметров при этом практически не изменяются. Повышение твердости спеченного по режиму 2 сплава обусловлено большей степенью завершенности процессов и большей плотностью образцов, полученных при повышенных температурно-силовых параметрах спекания и увеличенной продолжительности процесса.

Таблица 1 – Значения структурных параметров и твердости образцов твердых сплавов, спеченных по различным режимам

Номер образца	Состав сплава	Режим спекания	a_{WC} , нм	c_{WC} , нм	a_{Co} , нм	β_{201}^{WC} , 10^{-3} рад	β_{311}^{Co} , 10^{-3} рад	HV 10
1	Стандартный	1	0,2906	0,2835	0,3569	41,3	60,8	795
2		2	0,2905	0,2837	0,3572	37,0	59,8	810
3	Модифицированный	1	0,2906	0,2837	0,3571	44,0	59,2	790
4		2	0,2906	0,2835	0,3568	41,2	57,8	840

Добавка коллоидного графита в спекаемую шихту не влияет на фазовый состав образцов спеченного по различным режимам твердого сплава. Однако при этом твердость сплава несколько снижается для случая спекания по режиму 1 и составляет 790 HV 10 и несколько повышается для случая спекания по режиму 2 и составляет 840 HV 10 (таблица 1).

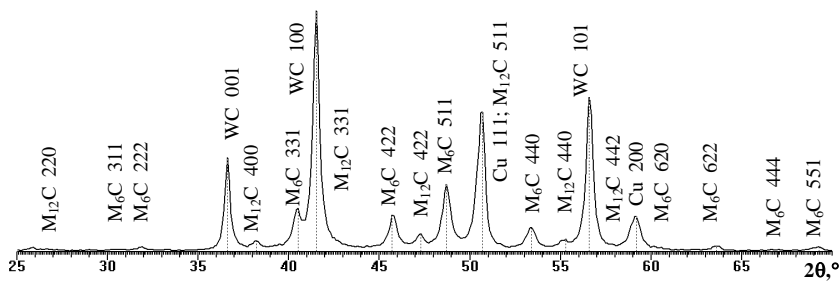
Значения параметров кристаллической решетки и величин физического уширения дифракционных линий WC и β -Co для спеченных по различным режимам образцов твердого сплава приведены в таблице 2. Можно видеть, что для спеченного по режиму 2 сплава регистрируется некоторое понижение уровня физического уширения дифракционных линий β -Co и WC, что может свидетельствовать о снижении в них плотности дефектов кристаллической решетки.

Таблица 2 – Зависимость содержания карбида Co_6W_6C в сплаве системы WC-Cu-Co от концентрации шихты ША-А

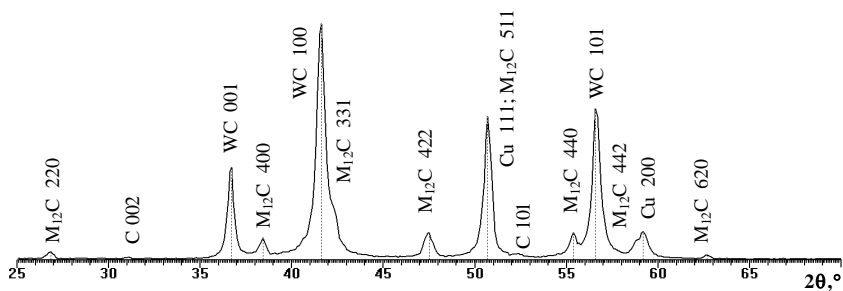
Характерная фаза	Содержание характерной фазы, об.%			
	Концентрация шихты ША-А, масс.%			
	0	0,5	0,75	1,0
Карбид Co_6W_6C	5–6	8–9	10–12	15–16

Более существенное влияние наноразмерной углеродной добавки на процессы формирования структурно-фазового состояния проявляется при спекании твердого сплава WC67Cu25Co8. После спекания сплава системы WC-Cu-Co без наноразмерной углеродной добавки образуются фазы: WC ($P\bar{6}m2$, $a = 0,2906$ нм и $c = 0,2837$ нм),

Cu ($Fm\bar{3}m$, $a_{\text{табл.}} = 0,3615$ нм), M_6C (Co_2W_4C) ($Fd\bar{3}m$, $a = 1,128$ нм) и $M_{12}C$ (Co_6W_6C) ($Fd\bar{3}m$, $a = 1,089$ нм) (рисунок 1, а).



а



б

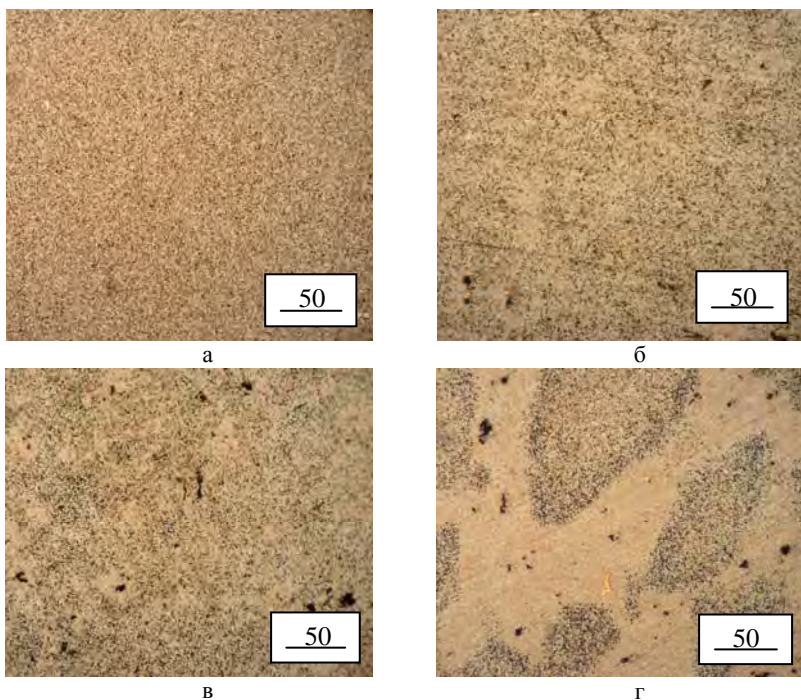
Рисунок 1 – Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_{α}) сплава системы WC-Cu-Co, спеченного без добавки шихты ША-А (а) и с добавкой 0,75 мас.% ША-А (б)

Спекание сплава системы WC-Cu-Co, модифицированного наноразмерными частицами шихты ША-А, приводит к существенным изменениям в фазовом составе спеченного сплава (рисунок 1, б). В частности, в сплаве не обнаруживаются частицы фазы M_6C (Co_2W_4C) и регистрируется существенное увеличение содержания фазы $M_{12}C$ (Co_6W_6C). Кроме этого в сплаве регистрируется присутствие графита. В качестве характерной фазы для сплава системы WC-Cu-Co может быть выбран двойной карбид Co_6W_6C , объемное содержание которого для различной концентрации коллоидного графита представлено в таблице 2. Из представленных данных видно, что содержание двойного карбида Co_6W_6C в спекаемом сплаве

системы WC-Cu-Co увеличивается с 5–6 об.% при $C_{\text{ША-А}} = 0$ до 15–16 об.% при $C_{\text{ША-А}} = 1,0$ масс.%.

На рисунках 2 и 3 представлены изображения микроструктуры сплава системы WC-Cu-Co с различным содержанием наноразмерной углеродной добавки ША-А. Карбид $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ согласно диаграмме состояния находится в равновесии с жидкой фазой и имеет широкую область гомогенности. Этот карбид характеризуется высокой хрупкостью и оказывает отрицательное влияние на прочность сплава. Карбид $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ формируется в процессе охлаждения по твердофазной реакции и характеризуется малым размером зерна, что повышает пластичность сплава [4, 5]. Введение наноразмерного углеродного модификатора приводит к значительному увеличению количества двойного карбида $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ (рисунок 2, б–г), который имеет узкую область гомогенности ниже 1000 °С, и вызывает исчезновение фазы $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$. Однако при большой концентрации углеродной добавки ($C_{\text{ША-А}} \geq 0,75$ масс.%) наблюдается нарушение гомогенного распределения фаз в сплаве и образование локальных областей с повышенной концентрацией двойного карбида $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ и графита (рисунок 2 в, г). Изучение структуры немодифицированного сплава с помощью сканирующего электронного микроскопа в обратно рассеянных электронах (белые области – карбид WC, светло-серые – двойные η -карбиды, темно-серые – Cu, черные – углерод) (рисунок 3, а, д) показало, что кристаллы карбида вольфрама WC имеют достаточно широкий разброс размеров. При этом мелкие кристаллы имеют четкую огранку, что характерно для кристаллизации из расплава. Согласно диаграммам равновесия кобальт дает с карбидом вольфрама WC эвтектику, температура плавления которой 1300 °С. При электроконтактном спекании сплава системы WC-Cu-Co происходит нагрев материала выше 1400 °С, в результате чего эвтектика плавится и растворяет некоторое количество избыточного карбида вольфрама. При охлаждении имеющиеся в избытке не растворившиеся кристаллы карбида вольфрама служат центрами кристаллизации, и на них осаждается из расплава растворенный в ней карбид. Благодаря тому, что для WC имеются центры кристаллизации, а для кобальта они отсутствуют (поскольку кобальт склонен к переохлаждению), происходит дальнейшая кристаллизация с образованием двойных η -карбидов состава $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ и $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$. При этом карбид $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ является метастабильным и об-

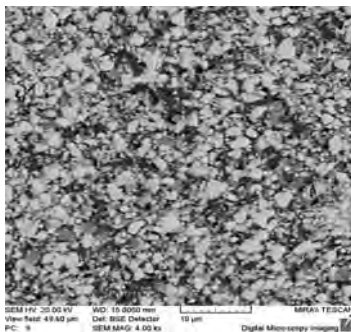
разуется при быстром охлаждении в области температур выше 1150 °С.



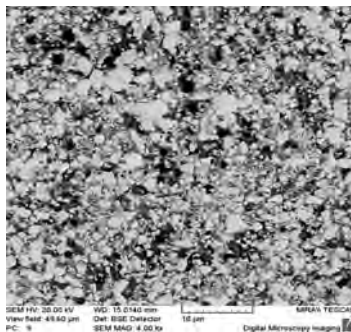
а – 0; б – 0,5; в – 0,75; г – 1,0

Рисунок 2 – Металлографические изображения микроструктуры сплава системы WC-Cu-Co с различным содержанием шихты ША-А, масс.%

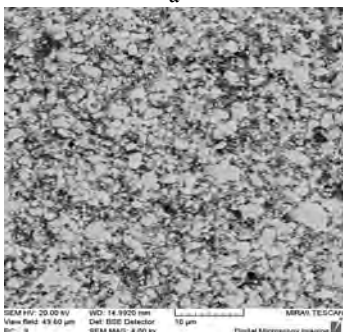
При снижении скорости охлаждения или повышении диффузионной подвижности атомов углерода карбид $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ в процессе охлаждения при температуре ниже 1150 °С распадается по схеме $\text{M}_6\text{C} \rightarrow \text{M}_{12}\text{C} + \text{WC}$ с образованием более стабильного карбида $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$. В модифицированном сплаве в расплавленной эвтектике наряду с нерастворенными частицами WC присутствуют дисперсии углерода, которые выступают в качестве дополнительных центров кристаллизации и способствуют измельчению формирующихся карбидных частиц.



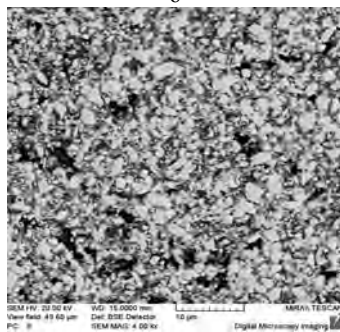
а



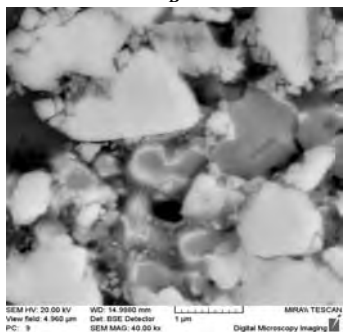
б



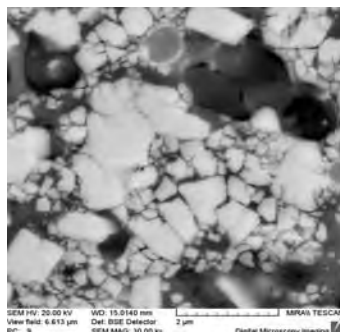
в



г



д



е

а, д – 0; б – 0,5; в – 0,75; г, е – 1,0

Рисунок 3 – Влияние добавки шихты ША-А на размер структурных составляющих сплава системы WC-Cu-Co при различном содержании добавки, масс.% (СЭМ, в обратно отраженных электронах)

Введение в состав спекаемой шихты наноразмерной углеродной добавки, с одной стороны, повышает диффузионную активность спекаемой системы, а с другой – обеспечивает более равномерное распределение источников тепловыделения при электроконтактном нагреве и снижение скорости охлаждения в микрообъемах спекаемого сплава. При этом повышенное количество углерода в модифицированном сплаве инициирует преимущественное образование более пластичного карбида $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$. В результате структура модифицированного сплава представляет собой крупные кристаллы карбида вольфрама, окруженные мелкими кристаллами WC в связке из твердого раствора кобальта в меди $\text{Cu}(\text{Co})$ с отдельными частицами карбидов $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ (рисунок 3, б–г, е).

Изменение размеров элементов структуры сплава в зависимости от концентрации в нем наноразмерной углеродной добавки приведены в таблице 3. Размер частиц первичных WC с добавлением углеродного модификатора уменьшается в среднем от 2,0–3,0 мкм 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 коллоидного графита. Размер двойных карбидных частиц $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ при модифицировании сплава уменьшается в среднем с 1,2–2,3 мкм до 0,5–1,0 мкм при одновременном повышении их содержания в сплаве. Размер графитовых включений с повышением концентрации коллоидной углеродной добавки увеличивается и для $C_{\text{ША-А}} = 1,0$ масс.% составляет 0,8–1,2 мкм.

Таблица 3 – Зависимость размера элементов структуры сплава системы WC-Cu-Co от концентрации коллоидного графита

Элементы структуры	Размер элементов структуры, мкм			
	Концентрация шихты ША-А, масс.%			
	0	0,5	0,75	1,0
Карбиды WC (первичные)	2,0–3,0	1,3–1,7	1,1–1,5	0,8–1,2
Карбиды WC (вторичные)	0,13–0,16	0,15–0,17	0,17–0,19	0,16–0,18
Карбиды $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$	1,2–2,3	0,8–1,9	0,6–1,5	0,5–1,0
Графит	–	0,3–0,7	0,3–1,0	0,8–1,2

На основании полученных результатов, установлено при электроконтактном спекании модифицированного добавкой шихты ША-А твердого сплава системы WC-Cu-Co происходит химическое взаимодействие углерода с расплавом Co и WC, в результате которого происходит повышение содержания карбидной фазы Co_6W_6C , что, наряду с уменьшением размеров зерен карбида WC и двойного карбида Co_6W_6C , способствует повышению твердости сплава. Однако появляющаяся неоднородность распределения двойного карбида и увеличение количества графитоподобных включений при добавлении модификатора в количестве $C_{ША-А} = 1,0$ масс.% несколько снижают твердость сплава.

Таким образом, введение в спекаемую шихту добавки шихты ША-А способствует существенному изменению фазового состава спекаемого твердого сплава. В сплавах, содержащих карбидообразующие элементы, повышается диффузионная активность спекаемой системы, и изменяются условия структурообразования. В частности, в твердом сплаве значительно повышается содержание мелкодисперсного карбида $M_{12}C$ (Co_6W_6C) и исчезает хрупкая метастабильная фаза M_6C (Co_2W_4C).

Триботехнические и механические свойства спеченного твердого сплава. В таблице 4 приведены значения коэффициентов трения и интенсивности массового изнашивания испытываемых образцов твердого сплава. Из представленных данных можно видеть, что введение коллоидного графита в состав твердого сплава несколько снижает коэффициент трения для обоих вариантов спекания (от $f = 0,8-0,9$ до $f = 0,7-0,8$), что, по всей видимости, объясняется слоистой структурой графитовой добавки. Однако интенсивность изнашивания твердого сплава при этом несколько возрастает, и особенно существенно это проявляется (увеличение интенсивности изнашивания от $I_q = 1,06 \cdot 10^{-3}$ мг/м до $I_q = 1,97 \cdot 10^{-3}$ мг/м) при спекании твердого сплава при пониженных температурно-силовых параметрах (режим 1). Наиболее высокую износостойкость ($I_q = 0,99 \cdot 10^{-3}$ мг/м) имеет немодифицированный твердый сплав, спеченный при повышенных температурно-силовых параметрах (режим 2), в то же время твердый сплав с добавкой коллоидного графита в случае спекания при этом режиме также имеет достаточно высокий уровень значений износостойкости ($I_q = 1,06 \cdot 10^{-3}$ мг/м).

Таблица 4 – Значения коэффициента трения и интенсивности изнашивания твердого сплава, спеченного по различным режимам

Номер образца	Состав сплава	Режим спекания	Коэффициент трения f	Интенсивность изнашивания $I_a, 10^{-3}$ мг/м
1	Стандартный	1	0,8–0,9	1,06
2		2	0,8–0,9	0,99
3	Модифицированный	1	0,7–0,9	1,97
4		2	0,7–0,8	1,06

В таблице 5 представлены результаты механических испытаний на сжатие образцов спеченного твердого сплава, из которых можно видеть, что спеченный по режимам 1 и 2 немодифицированный коллоидным графитом твердый сплав имеет достаточно близкие характеристики прочности и пластичности при некотором их возрастании для режима 2, что может объясняться более полным протеканием процессов уплотнения и спекания при повышенных значениях тока, давления и продолжительности спекания.

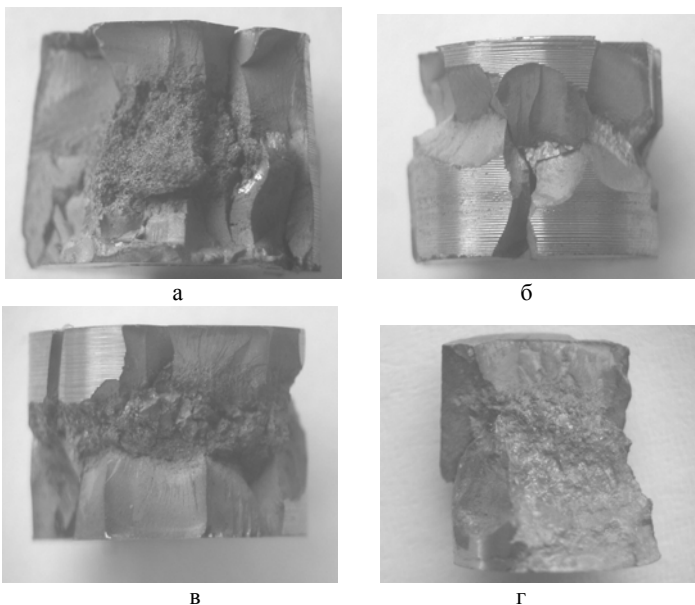
Таблица 5 – Значения механических характеристик спеченного твердого сплава

Номер образца	Состав сплава	Режим спекания	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Деформация, %
1	Стандартный	1	1 094,24	1 400	10,91
2		2	1 354,39	1 500	10,38
3	Модифицированный	1	530,77	900	13,75
4		2	1 525,44	2 250	16,55

Добавки коллоидного графита в спекаемую шихту оказало различное влияние на механические свойства спеченного твердого сплава в зависимости от режимов его спекания. В частности, при пониженном уровне температурно-силовых и временных параметров процесса спекания (режим 1) наблюдается резкое снижение прочностных свойств спеченного твердого сплава при некотором

увеличении его пластичности, что может быть обусловлено, по нашему мнению, незавершенностью процессов спекания модифицированной порошковой композиции за счет снижения уровня удельного электросопротивления шихты и уменьшения мощности источников тепловыделения при добавлении в нее коллоидного графита. Спекание порошка твердого сплава в присутствии коллоидного графита при более высоких значениях тока, давления и продолжительности процесса позволяет, на наш взгляд, компенсировать отрицательные последствия появления графитовой прослойки на тепловыделяющих контактных мостиках при пропускании через порошковую композицию электрического тока и обеспечить более полное протекание процессов спекания. При этом присутствие ультрадисперсных частиц графита повышает уплотняемость порошковой композиции, а наличие коллоидных углеродных частиц при жидкофазном спекании твердого сплава способно диспергировать зеренную структуру спеченного твердого сплава [6]. В результате спекания по режиму 2 с добавками в спекаемую шихту коллоидного графита формируется плотная и однородная структура твердого сплава, обуславливающая его наиболее высокие прочностные характеристики. В частности, модифицирование твердого сплава добавками коллоидного графита при спекании по режиму 2 приводит к увеличению его прочности на 50 % и возрастанию пластичности на 52 %.

На рисунке 4 приведены изображения макроструктуры образцов спеченного по различным режимам твердого сплава после механических испытаний на сжатие. На представленных иллюстрациях можно видеть, что образцы 1 и 3 имеют неравномерную макроструктуру с областью повышенной пористости, расположенной в центральной части образцов (рисунок 4, а, в). Образцы 2 и 4 имеют однородную хорошо спеченную макроструктуру (рисунок 4, б, г), при этом образец 2 имеет хрупкий характер разрушения, а образец 4 характеризуется вязким мелкокристаллическим изломом.



а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

Рисунок 4 – Макроструктура образцов твердого сплава, спеченного по различным режимам

Изготовление твердосплавных фильер. Предложенный способ модифицирования твердого сплава реализован при изготовлении фильер для правки арматурного прутка диаметром 8–10 мм. Изготовление электроконтактным спеканием изделий типа «втулка» требует применения в качестве одноразовой технологической оснастки центрирующих стержней и втулок, ограничивающих перемещение порошковой шихты при ее консолидации и обеспечивающих требуемую геометрию создаваемого изделия. Технология изготовления твердосплавного рабочего элемента правящих фильер, имеющего форму втулки, предусматривает использование керамической оснастки в виде втулки и стержня (керн) (рисунок 5, а), получаемых методом холодного брикетирования и последующего спекания с использованием технологической оснастки, представленной на рисунок 5, б.



а



б

Рисунок 5 – Керамические центрирующие стержни и втулки для электроконтактного спекания твердосплавных фильер (а) и элементы оснастки для холодного компактирования керамических втулок пресс-формы (б)

К материалу, из которого могут быть изготовлены элементы технологической оснастки для ЭКС, предъявляется ряд требований:

- отсутствие электропроводности;
- низкая теплопроводность;
- определенный уровень механической и термической прочности при сжимающих и сдвиговых нагрузках в процессе нагрева, необходимый для сохранения целостности пресс-формы в процессе спекания;
- определенный уровень вязкости, достаточный для сохранения целостности пресс-формы в момент компактирования и при этом обеспечивающий возможность легкого удаления ее элементов после завершения процесса;
- отсутствие пригорания материала пресс-формы к спекаемому изделию;
- технологичность при серийном производстве.

Процесс спекания рабочего элемента твердосплавной фильеры осуществляется в пресс-форме (рисунок б).



Рисунок 6 – Пресс-форма для электроконтактного спекания твердосплавной фильеры

Затем следует операция закрепления твердосплавного элемента в стальном корпусе фильеры методом пайки при электроконтактном нагреве на установке ССМ-02 и механическая обработка заготовки. На рисунке 7 представлен внешний вид сборных твердосплавных фильер, изготовленных методом электроконтактного спекания.



Рисунок 7 – Сборные твердосплавные фильеры, изготовленные методом ЭКС

В таблице 6 представлены результаты сравнения механических и триботехнических свойств различных вариантов спеченного твердого сплава и эксплуатационных характеристик фильер для правки арматурной проволоки, изготовленных на его основе.

Анализ приведенных данных показывает, что ресурс фильер из твердого сплава ВК8 стандартного состава, полученных методом ЭКС, в 1,13 раза превышает долговечность фильер, полученных вакуумным спеканием, что может быть обусловлено более мелкозернистой структурой материала и большей его твердостью. Модифи-

цирование твердого сплава наноразмерными углеродными добавками дополнительно повышает стойкость фильера на 8–10 %.

Таблица 6 – Характеристики спеченного твердого сплава и фильера на его основе

Материал (технология получения)	Размер зерна, мкм	Твердость HRA	Пористость, %	Интенсивность изнашивания, мкм/км		Коэффициент сухого трения по стали	Ресурс фильера (правка проволоки Ø8), ч
				образец	контроль		
WC-Co (вакуумное спекание)	12–15	76–80	5–6	2,5	5,1	0,21	8,5
WC-Co (ЭКС)	5–8	79–83	2–3	2,2	4,8	0,21	9,6
WC-Co + коллоидный графит (ЭКС)	2–5	80–84	3–5	2,1	4,6	0,19	10,3

Выводы. Установлено, что введение в состав порошковой композиции системы WC-Cu-Co наноразмерной углеродной добавки при спекании способствует повышению диффузионной активности спекаемой системы и изменению условий структурообразования, обеспечивающих существенное изменение фазового состава сплава и формирование более дисперсной и гомогенной структуры. 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. В частности, в твердом сплаве WC67Cu25Co8 значительно повышается содержание мелкодисперсного карбида $M_{12}C$ (Co_6W_6C) и исчезает хрупкая метастабильная фаза M_6C (Co_2W_4C).

Исследование влияния наноразмерных углеродных добавок на структуру и свойства твердого сплава ВК8, полученного при раз-

личных технологических режимах электроконтактного спекания, показало, что при пониженных значениях тока, давления и продолжительности спекания введение коллоидной графитовой добавки практически не влияет на твердость и понижает механическую прочность (от $\sigma_b = 1400$ МПа до $\sigma_b = 900$ МПа) спеченного твердого сплава, в то время как при повышенных технологических параметрах спекания эти характеристики спеченного твердого сплава увеличиваются соответственно от 810 HV 10 до 840 HV 10 и от $\sigma_b = 1500$ МПа до $\sigma_b = 2250$ МПа. Показано, что модифицирование твердого сплава добавками графита приводит к увеличению его прочности на 50 % и возрастанию пластичности на 52 %. Введение коллоидного графита в состав твердого сплава на 12–14 % снижает коэффициент трения (от $f = 0,8–0,9$ до $f = 0,7–0,8$), что, по всей видимости, объясняется слоистой структурой графитовой добавки. Наиболее высокую износостойкость ($I_q = (0,99–1,06) \cdot 10^{-3}$ мг/м) имеют образцы немодифицированного и модифицированного коллоидным графитом твердого сплава, спеченного при повышенных температурно-силовых параметрах.

Показано, что ресурс правящих фильер из твердого сплава ВК8 стандартного состава, полученных методом ЭКС, в 1,13 раза превышает долговечность фильер, полученных вакуумным спеканием, что может быть обусловлено более мелкозернистой структурой материала и большей его твердостью. Модифицирование твердого сплава наноразмерными углеродными добавками дополнительно повышает стойкость фильер на 8–10 %.

Литература

1. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазо-содержащими добавками / Под ред. П.А. Витязя. – Минск: Бел. навука, 2011. – 527 с.

2. Мейлах, А.Г. Влияние ультрадисперсных добавок на спекание и свойства порошковых сталей / А.Г. Мейлах, Р.Ф. Рябова // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – № 1. – С. 70–73.

3. Дьячкова, Л.Н. Исследование процесса повышения механических и триботехнических свойств порошковых материалов на основе железа введением ультрадисперсных добавок / Л.Н. Дьячкова,

И.Н. Лецко // Известия НАН Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2007. – № 3. – С. 21–26.

4. Либенсон, Г.А. Производство порошковых изделий / Г.А. Либенсон. – М.: Металлургия, 1990. – 240 с.

5. Pollock, С.В. The eta carbides in the Fe-W-C and Co-W-C systems / С.В. Pollock, Н.Н. Stadelmaier // Metallurgical and Materials Transactions B. – 1970. – Vol. 1, № 4. – pp. 767–770.

6. Витязь, П.А. Исследование структурно-фазового состояния и свойств спеченных сплавов, модифицированных наноразмерными алмазосодержащими добавками / П.А. Витязь, В.И. Жорник, В.А. Кукареко // Известия НАН Беларуси. Серия физ.-техн. наук. – 2011. – № 3. – С. 5–17.

УДК 621.771, 004.94

**К.Е. БЕЛЯВИН, д-р техн. наук,
А.Н. БЕЛЫЙ (БНТУ),
А.А. АБРАМОВ (ОИПИ НАНБ¹)**

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ*

В машиностроении используется большое количество антифрикционных изделий – подшипников скольжения, направляющих, втулок, вкладышей, применяемых в различных узлах трения машин и механизмов.

Одним из перспективных направлений получения таких изделий являются биметаллические композиции, состоящие из стальной основы со спеченным пористым слоем порошка бронзы.

Трудностью получения таких антифрикционных изделий является малая толщина стальной основы (1,5–3 мм) и слоя бронзового порошка (1–1,5 мм), а также существенная разница в температурах плавления материалов композиции.

¹ Объединенный институт проблем информатики НАН Беларуси