

УДК 621

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА ВОЛЬФРАМ-МЕДЬ-КОБАЛЬТОВОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОРАЗМЕРНОЙ УГЛЕРОДНОЙ ДОБАВКОЙ

д-р техн. наук, доц. В.И. ЖОРНИК

(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск)

Изучен механизм формирования структуры и свойств вольфрам-медь-кобальтового сплава наноразмерной углеродной добавкой. Установлено, что при электроконтактном спекании модифицированного сплава системы WC–Cu–Co происходит химическое взаимодействие углерода с расплавом Co и WC, в результате которого наблюдаются повышение содержания карбидной фазы Co_6W_6C и уменьшение размеров зерен карбида WC и двойного карбида Co_6W_6C . Установлена взаимосвязь механических и триботехнических свойств модифицированной вольфрам-медь-кобальтовой связки с концентрацией наноразмерной углеродной добавки. Показано, что использование модифицированного вольфрам-медь-кобальтового сплава в качестве металлической связки алмазного инструмента (правящие карандаши, отрезные круги) повышает стойкость инструмента в 1,5...1,6 раза.

Ключевые слова: *структура материала, структурно-фазовое состояние, вольфрам-медь-кобальтовый сплав, наноразмерная углеродная добавка, физико-химические свойства, триботехнические свойства, режущий инструмент.*

Введение. Структурно-фазовое состояние любого материала в значительной степени определяет его свойства. Структура материала – это качественная характеристика взаиморасположения и взаимосвязей его определенных составных частей, структурных элементов. Формирование структуры материала на микро- и макроуровне зависит как от химического состава материала, наличия в нем легирующих элементов и примесей, так и от метода и режимов его получения. Общеизвестно, что мелкодисперсная зеренная структура материала характеризуется более высоким уровнем механических и триботехнических свойств по сравнению с крупнозернистым материалом того же химического состава. Получение мелкозернистой структуры возможно в процессе структурно-фазовых превращений при термической или химико-термической обработке материала в твердом состоянии, а также его кристаллизации из жидкого состояния. Во втором случае оптимальные условия для этого включают максимальное число центров кристаллизации и малую скорость роста кристаллов. Размер зерен при кристаллизации зависит и от числа частиц нерастворимых примесей, которые выступают в качестве готовых центров кристаллизации. Роль подобных центров кристаллизации могут играть специально вводимые в расплав мелкодисперсные частицы, например, наночастицы углерода [1].

Исходя из специфики функционального назначения материала связки алмазного абразивного инструмента к его структуре и свойствам предъявляются особые требования. Для эффективной работы этого инструмента материал связки должен, с одной стороны, относительно быстро изнашиваться обрабатываемым материалом, чтобы вскрывались режущие алмазные зерна, а с другой – связка должна прочно удерживать алмазные зерна с тем, чтобы они не выпадали из нее до наступления состояния предельного затупления их режущих кромок. Если связка имеет износостойкость ниже оптимальной, алмазные зерна будут преждевременно из нее выпадать, что снижает стойкость алмазного инструмента. Если износостойкость связки выше оптимальной, то вследствие чрезмерного затупления режущих зерен возрастают усилия резания, снижается режущая способность инструмента, наблюдается перегрев зоны контакта с появлением прижогов обрабатываемой поверхности и графитизацией алмаза в инструменте. Все это приводит к резкому снижению производительности и качества обработки, разрушению алмазоносного слоя инструмента. Существенное влияние на работоспособность абразивного алмазного инструмента оказывает также коэффициент трения пары «материал связки – обрабатываемый материал», поскольку в процессе абразивной обработки имеет место трибоконтакт связки с поверхностью обрабатываемого материала и уплотненными продуктами износа, поэтому материал связки должен обладать антифрикционными свойствами для снижения степени нагрева рабочей поверхности инструмента [2].

Материал связки выбирается в зависимости от вида обрабатываемого материала, типа инструмента, показателей качества обрабатываемой поверхности и ряда других требований, при этом связка может быть на металлической, полимерной или керамической основе. В качестве металлических связок алмазного абразивного инструмента используются композиции различных систем, из которых следует выделить три основные группы: мягкие медно-оловянные, средней твердости на кобальтовой или железной основе и твердые на основе кобальта и карбида вольфрама. Для улучшения прессуемости и снижения температуры спекания тугоплавких композиций в них могут вводиться такие пластичные металлы, как медь, олово и др. Из металлических связок наиболее широкое распространение получили связки систем: Cu–Sn (например, связка М2-01); Fe–Cu–Sn–Co–Ni (например, связка М6-14); WC–Cu–Co (например,

связка М6-02), при этом последняя из них применяется для правящего и отрезного алмазного инструмента, работающего при наиболее тяжелых режимах резания [3].

Цель данной работы – исследование механизма формирования структурно-фазового состояния и свойств вольфрам-медь-кобальтового сплава, модифицированного наноразмерными углеродными добавками, для возможного его применения в качестве материала связки высокоэффективного правящего и отрезного алмазного инструмента.

Материалы и методика исследования. Для исследования был выбран сплав системы WC–Cu–Co (WC – 66,59 масс.%; Cu – 25,77 масс.%; Co – 7,64 масс.%), применяемый в качестве металлической связки марки М6-02 при изготовлении методом спекания правящего и отрезного алмазного инструмента. В качестве модифицирующей наноразмерной углеродной добавки (НУД) использовалась алмазно-графитовая шихта ША-А (ТУ РБ 100056180.003-2003). Введение НУД в спекаемую композицию осуществлялось осаждением из коллоидного раствора частиц ША-А в этиловом спирте с последующим активированием порошковой композиции в планетарно-шаровой мельнице Активатор-2S с введенной дозы энергии $E_a = 3,5$ Дж/г. Концентрация модифицирующей добавки варьировалась в пределах от $C_{\text{ША-А}} = 0$ до $C_{\text{ША-А}} = 1,0$ масс. %.

Компактирование сплава выполнялось методом электроконтактного спекания на технологическом модуле ССМ-02 при плотности тока $i = 10$ кА/см², длительность нагрева составляла $t_n = 60$ с, длительность импульсов и пауз – $t_{\text{имп}} = t_{\text{пауз}} = 0,02$ с, давление $p = 50$ МПа.

Рентгеноструктурный анализ фазового состава образцов исследуемых спеченных сплавов выполнялся на дифрактометре ДРОН-3.0. Съемки проводились в монохроматизированном $\text{CoK}\alpha$ -излучении при ускоряющем напряжении 30 кВ и анодном токе 10 мА. Параметр кристаллической решетки сплавов определялся по дифракционным линиям, расположенным на больших углах рассеяния. Для фазового анализа использовалась стандартная картотека PDF-2 [4]. Твердость сплавов по Виккерсу измерялась на приборе ТП при нагрузке 294 кН, микротвердость – на микротвердомере «Microtest-II» с нагрузкой 980 Н. Исследование морфологии образцов проводилось на сканирующем электронном микроскопе «Mira» фирмы «Tescan» (Чехия); исследование элементного состава – с помощью микрорентгеноспектрального анализатора «INCA 350» фирмы «Oxford Instruments» (Англия). Металлографические исследования осуществлялись на микроскопе Альтами METIMT. Испытания механических свойств на сжатие исследуемых образцов (7×8×12 мм) спеченных сплавов проводились на гидравлической испытательной машине InstronSatex 300LX. Триботехнические свойства изучались на установке УТИМ-2 производства ИММС НАН Беларуси в режиме трения без смазки при давлении $p_a = 1,0$ МПа и скорости скольжения $V = 1,0$ м/с, материал контртела – закаленная сталь 45 (HRC 42–45).

Результаты исследований и их обсуждение. Структурно-фазовое состояние вольфрам-медь-кобальтового сплава. Рентгенофазовый анализ показывает, что после спекания сплава системы WC–Cu–Co без добавки ША-А образуются фазы: WC ($P6m2$, $a = 0,2906$ нм и $c = 0,2837$ нм); Cu ($Fm3m$, $a_{\text{табл.}} = 0,3615$ нм); M_6C (Co_2W_4C ; $Fd3m$, $a = 1,128$ нм) и $M_{12}C$ (Co_6W_6C ; $Fd3m$, $a = 1,089$ нм) (рисунок 1, а).

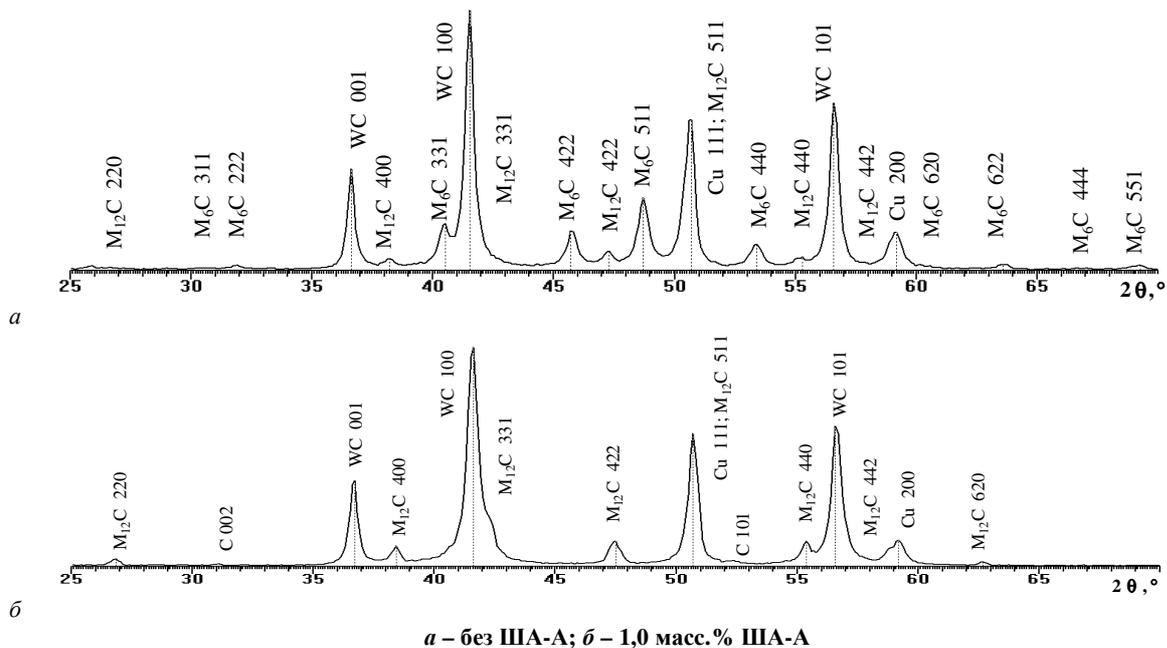


Рисунок 1. – Фрагменты рентгеновских дифрактограмм ($\text{CoK}\alpha$) сплава системы WC–Cu–Co, спеченного по различным технологиям

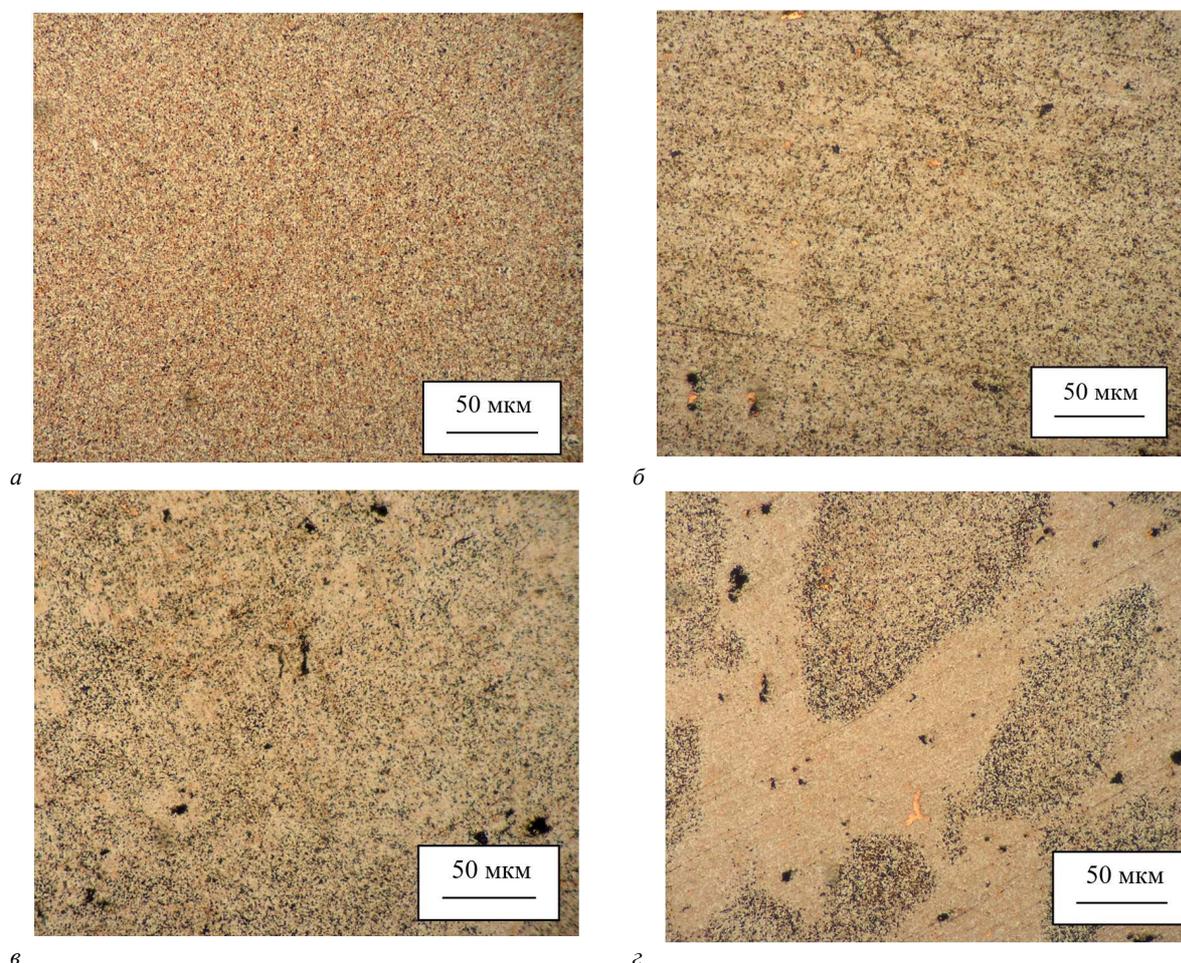
Спекание сплава системы WC–Cu–Co, модифицированного наноразмерными частицами ША-А, приводит к существенным изменениям в фазовом составе спеченного сплава (см. рисунок 1, б). В частности, в сплаве не обнаруживаются частицы фазы M_6C (Co_2W_4C) и регистрируется существенное увеличение содержания фазы $M_{12}C$ (Co_6W_6C). Кроме этого, в сплаве регистрируется присутствие графита.

Влияние концентрации НУД на фазовый состав спекаемого сплава может быть оценено по объемной концентрации характерной фазы, определяемой на основе результатов рентгеноструктурных исследований, аналогично изложенному в работе [5]. В качестве характерной фазы для сплава системы WC–Cu–Co может быть выбран двойной карбид Co_6W_6C , объемное содержание которого для различной концентрации шихты ША-А представлено в таблице 1.

Таблица 1. – Зависимость содержания карбида Co_6W_6C в сплаве системы WC–Cu–Co от содержания НУД

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

Из представленных данных видно, что содержание двойного карбида Co_6W_6C в спекаемом сплаве системы WC–Cu–Co увеличивается с 5...6 об.% при $C_{ША-А} = 0$ до 15...16 об.% при $C_{ША-А} = 1,0$ масс.%.
 На рисунке 2 представлены изображения микроstructures сплава системы WC–Cu–Co (связка М6-02) с различным содержанием модифицирующей наноглеродной добавки.



а – 0; б – 0,5; в – 0,75; г – 1,0 масс.%

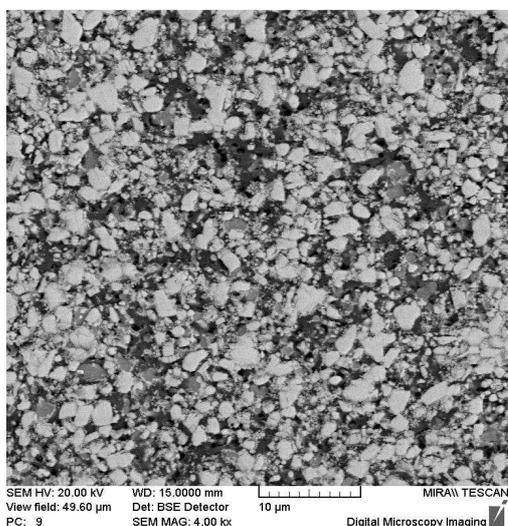
Рисунок 2. – Металлографические изображения микроstructures сплава системы WC–Cu–Co с различным содержанием добавки ША-А

Проведенный металлографический анализ показал, что в результате электроконтактного спекания немодифицированного сплава WC–Cu–Co образуются основные фазы WC, Cu, а также двойные

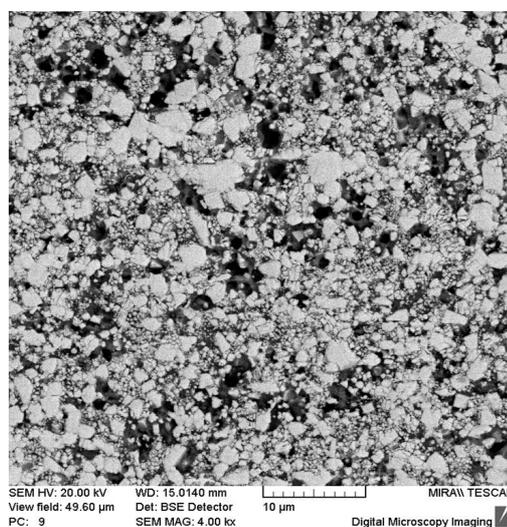
η -карбиды $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ и $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$. Медь может взаимодействовать с кобальтом с образованием твердого раствора $\text{Cu}(\text{Co})$ [6], выступающего в качестве связки в сплаве и распределяющегося между кристаллами карбидов (см. рисунок 2, а).

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 имеет высокую хрупкость 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 [7; 8]. Введение углеродного модификатора ША-А приводит к значительному увеличению количества двойного карбида $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ (см. рисунок 2, б–г), который имеет узкую область гомогенности ниже 1000°C 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.%) наблюдаются 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 (см. рисунок 2, в, г).

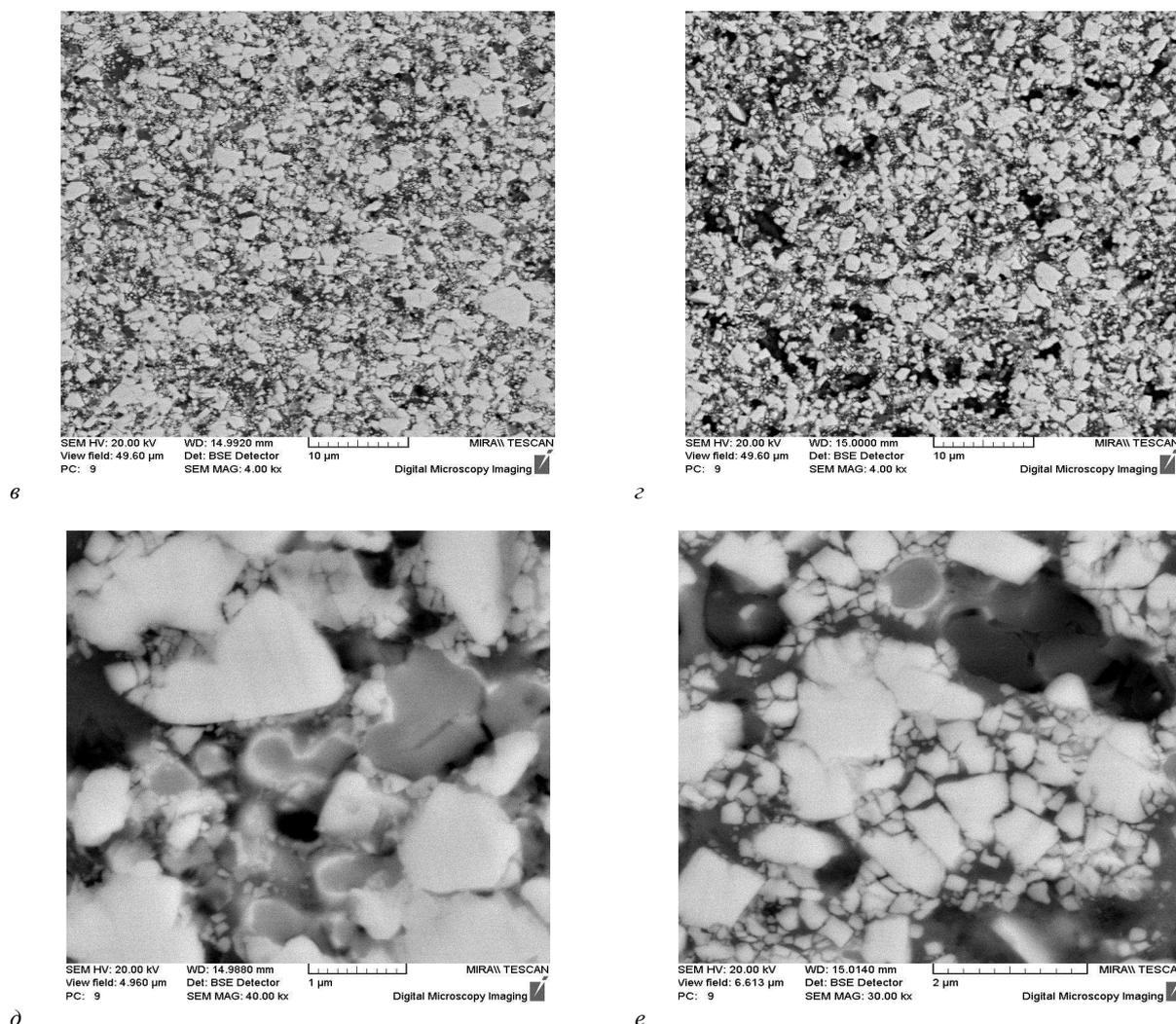
Изучение структуры немодифицированного сплава с помощью сканирующего электронного микроскопа в обратно рассеянных электронах (белые области – карбид WC , светло-серые – двойные η -карбиды, темно-серые – Cu , черные – углерод) (рисунок 3, а, д) показало, что кристаллы карбида вольфрама WC имеют достаточно широкий разброс размеров. При этом мелкие кристаллы имеют четкую огранку, что характерно для кристаллизации из расплава. Согласно диаграммам равновесия кобальт образует с карбидом вольфрама WC эвтектику, температура плавления которой 1300°C . При электроконтактном спекании сплава системы WC-Cu-Co происходит нагрев материала выше 1400°C , в результате чего эвтектика плавится и растворяет некоторое количество избыточного карбида вольфрама. При охлаждении имеющиеся в избытке нерастворившиеся 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 образуется при быстром охлаждении в области температур выше 1150°C . 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°C распадается по схеме $M_6\text{C} \rightarrow M_{12}\text{C} + \text{WC}$ 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. Введение в состав спекаемой шихты наноразмерной углеродной добавки, с одной стороны, повышает диффузионную активность спекаемой системы [9], а с другой – обеспечивает более равномерное распределение источников тепловыделения при электроконтактном нагреве и снижение скорости охлаждения в микрообъемах спекаемого сплава [10]. При этом повышенное содержание 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).



а



б



a, б – 0; в – 0,5; г – 0,75; д – 1,0 масс. %
(СЭМ, в обратно отраженных электронах)

Рисунок 3. – Влияние добавки ША-А на размер структурных составляющих сплава системы WC-Cu-Co при различном содержании добавки ША-А

Изменение размеров элементов структуры сплава в зависимости от концентрации ША-А приведены в таблице 2. Размер частиц первичных WC с добавлением нанокремнезёмного 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 ША-А. Размер двойных карбидных частиц Co_6W_6C 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 модификатора ША-А увеличивается и для $C_{ША-А} = 1,0$ масс.% составляет 0,8–1,2 мкм.

Таблица 2. – Зависимость размера элементов структуры сплава системы WC-Cu-Co от содержания НУД

Элементы структуры	Размер элементов структуры, мкм			
	Концентрация 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 Co_6W_6C	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

Таким образом, при электроконтактном спекании введение в состав порошковой композиции наноразмерной углеродной добавки способствует изменению фазового состава спекаемого сплава системы WC-Cu-Co и формированию более гомогенной и дисперсной структуры за счет высоких

структурообразующих свойств вводимых в спекаемую композицию углеродных наночастиц и повышенной диффузионной активности углерода добавки. При добавлении модификатора в количестве до $C_{\text{ША-А}} = 1,0$ масс.% размер характерных фаз снижается в 2–3 раза.

Физико-механические и триботехнические свойства вольфрам-медь-кобальтового сплава. Изучение влияния концентрации наноразмерной углеродной добавки на микротвердость модифицированного сплава системы WC–Cu–Co показало, что ее уровень для спеченного сплава системы WC–Cu–Co без добавки ША-А $HV = 3260–3280$ МПа, при этом пористость составляет $\Pi = 1,5–2,0$ % и представлена в виде отдельных пор, рассеянных по всему сечению образца. Твердость сплава системы WC–Cu–Co, спеченного с добавлением частиц ША-А, существенно возрастает по сравнению с немодифицированным сплавом и находится на уровне $HV = 3910–4100$ МПа, т.е. для сплава, способного образовывать с углеродом твердые растворы или упрочняющие карбидные фазы, наноразмерная углеродная добавка приводит к увеличению твердости спекаемых композитов. Максимальная твердость соответствует сплаву с содержанием модификатора $C_{\text{ША-А}} = 0,75$ масс.% (рисунок 4), а ее снижение при $C_{\text{ША-А}} > 0,75$ масс.% обусловлено, по-видимому, чрезмерным увеличением содержания графита в спеченном сплаве. При этом пористость модифицированного сплава остается практически на прежнем уровне ($\Pi = 2,0–2,5$ %).

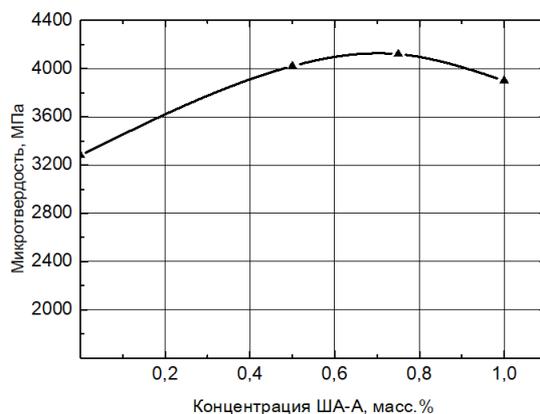
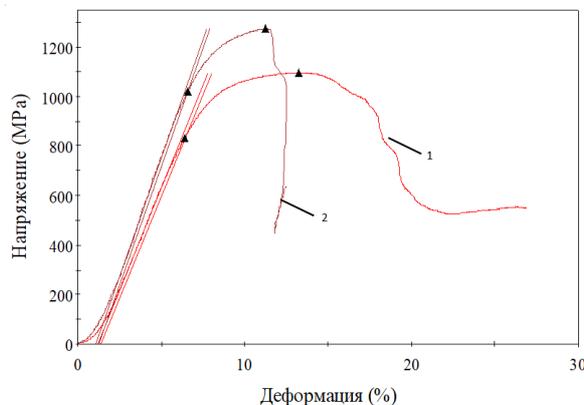


Рисунок 4. – Зависимость микротвердости сплава системы WC–Cu–Co от концентрации добавки ША-А

Результаты механических испытаний образцов спеченного сплава при сжатии показывают, что модифицирование порошкового сплава системы WC–Cu–Co добавкой шихты ША-А сопровождается возрастанием прочностных характеристик и твердости этого сплава (рисунок 5, таблица 3) при существенном увеличении количества содержащейся в спеченном сплаве фазы $M_{12}C$ (Co_6W_6C) при низком уровне пористости спека. Указанные особенности формирования структуры и механических свойств сплава WC–Cu–Co при спекании порошковой шихты, содержащей добавку ША-А, обусловлены активным взаимодействием наноразмерных углеродных частиц добавки с частицами WC и Co в процессе интенсивного деформационно-термического воздействия.



1 – без ША-А; 2 – 1,0 масс.% ША-А

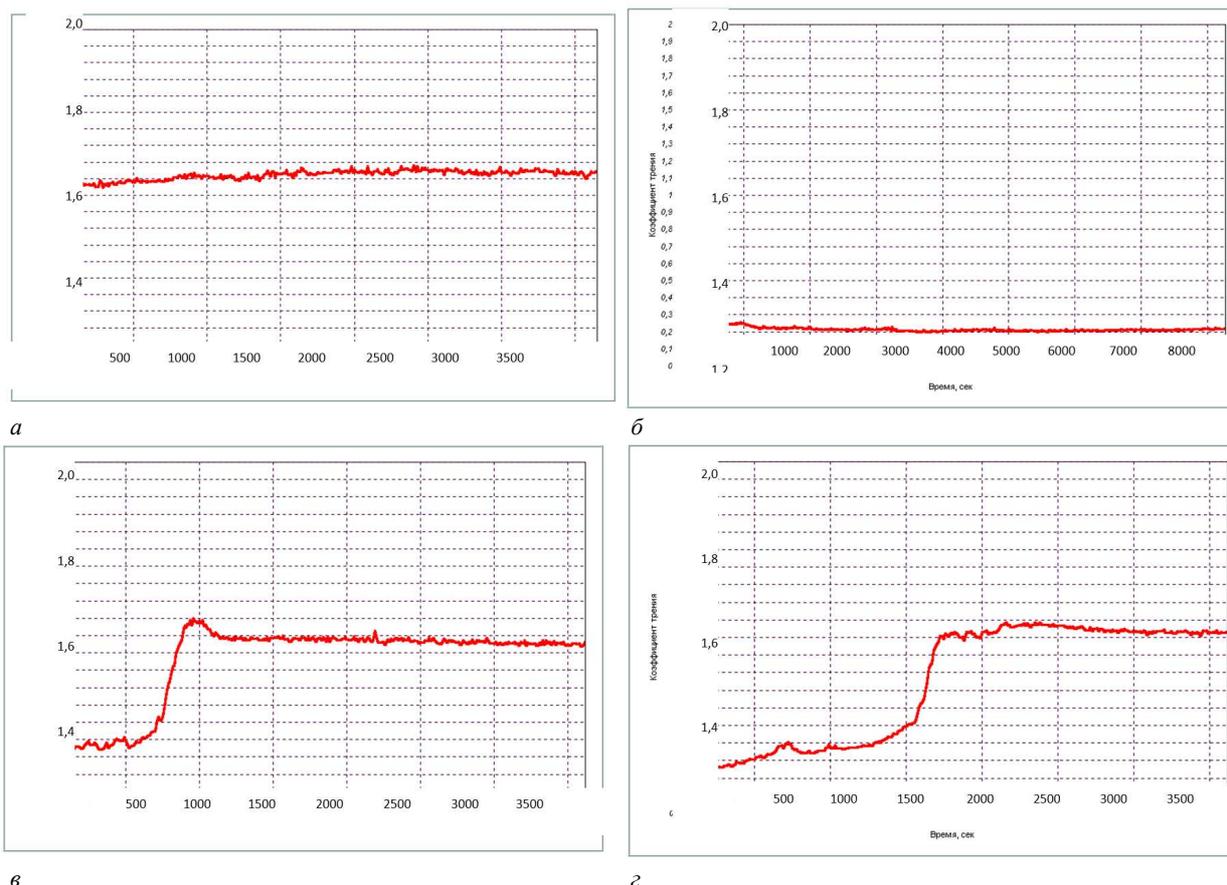
Рисунок 5. – Диаграммы сжатия образцов сплавов системы WC–Cu–Co, спеченного по различным технологиям

Таблица 3. – Результаты испытаний на сжатие спеченных сплавов

Состав сплава	Предел текучести при сжатии $\sigma_{0,2}$, МПа	Деформация, %	Предел прочности при сжатии σ_b , МПа	Твердость HV , МПа
WC–Cu–Co	833,6	13,27	1 097,03	3260–3280
WC–Cu–Co+1,0 масс.% ША-А	1 020,5	11,27	1 275,01	3910–3930

Триботехническим испытаниям были подвергнута металлическая связка М6-02 (система WC–Cu–Co), в которой концентрация ША-А варьировалась от $C_{\text{ША-А}} = 0$ до $C_{\text{ША-А}} = 1,0$ масс.%. Наиболее наглядно степень влияния вводимого модификатора на триботехнические свойства материала связки характеризуется изменением коэффициента трения в процессе испытаний. Продолжительность испытаний для немодифицированной связки составляла 3600 с, а для связок, содержащих ША-А, – 3600–8000 с. Кинетика изменения коэффициента трения при различной концентрации модифицирующей добавки ША-А представлена на рисунке 6. В результате испытаний установлено, что введение в состав металлической связки алмазно-графитовой наноразмерной добавки существенно снижает коэффициент трения, по всей вероятности, за счет наличия графитовой фазы в составе добавки. Из приведенных данных видно, что с точки зрения триботехнических свойств для связки М6-02 оптимальной является концентрация добавки ША-А, равная $C_{\text{ША-А}} = 0,50$ масс.%, при которой коэффициент трения составляет $f = 0,20\text{--}0,24$ (рисунок 6, б), в то время как для связки М6-02 без ША-А коэффициент трения находится на уровне $f = 1,05\text{--}1,18$ (рисунок 6, а).

Модифицирование металлической связки М6-02 добавкой ША-А снижает интенсивность изнашивания с $I_h = (7,15\text{--}8,53) \cdot 10^{-8}$ до $I_h = (1,75\text{--}1,86) \cdot 10^{-8}$.



а – 0; б – 0,5; в – 0,75; г – 1,0 масс. %

Рисунок 6. – Изменение коэффициента трения связки М6-02 при различной концентрации модификатора ША-А:

Практическая апробация модифицированного вольфрам-медь кобальтового сплава. На основе проведенных исследований разработаны два варианта металлической связки для алмазного инструмента с различным содержанием наноразмерного углеродного модификатора (М6-02* и М6-02**), и предложен способ приготовления порошковой шихты для них [11]. Триботехнические испытания разработанных металлических связок показали снижение коэффициента трения и повышение износостойкости по сравнению с прототипом – связкой М6-02. Эти факторы обеспечивают снижение тепловыделения в зоне резания при абразивной обработке и уменьшение термонагруженности на металлическую связку и алмазные зерна, что снижает вероятность графитизации алмаза в инструменте.

В процессе изучения механизма изнашивания режущих элементов правящих алмазных карандашей, изготовленных на основе модифицированных металлических связок и поликристаллических алмазов или монокристаллов СТМ «Алмазот», установлено повышение сил алмазодержания и, как следствие, снижение удельного расхода алмаза на 25–50% для модифицированной связки. Наноразмерная углеродная добавка в связке на вольфрам-медь-кобальтовой основе частично вступает в химическую реакцию с металлами матрицы с образованием карбидов, повышая микротвердость и износостойкость матричного материала. Усиливается адгезионное взаимодействие компонентов связки с режущими алмазными зёрнами композита, повышается прочность их удержания в ней (рисунок 7). Проведенные эксплуатационные испытания алмазных карандашей для правки абразивных кругов показали, что модифицирование связки наноразмерной углеродной добавкой обеспечивает более равномерный износ режущего элемента и материала связки и повышение удельной производительности на 25–30%, при этом точность размеров круга после правки составляет 0,05–0,10 мм.

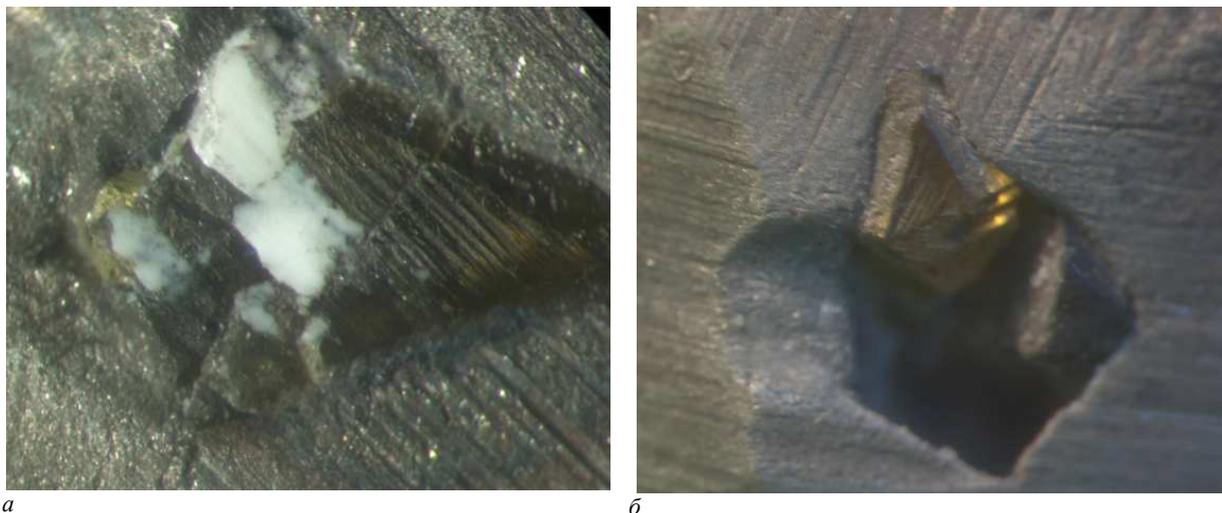
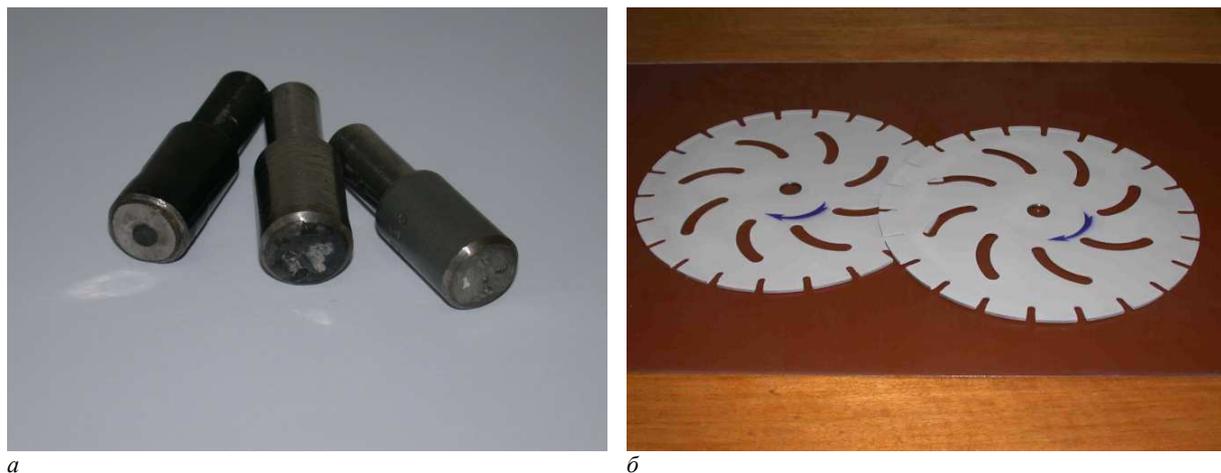


Рисунок 7. – Площадка износа кристалла СТМ «Алмазот» с образовавшимися трещинами (а) и остатки кристалла, удерживаемые металлической связкой (б)

Для изготовления опытных партий отрезных алмазных рогов использовались связки М6-02* и М6-02**, модифицированные порошком ША-А с концентрацией $C_{\text{ША-А}} = 0,50$ масс.% и $C_{\text{ША-А}} = 0,75$ масс.% соответственно. Как показали испытания, при резке гранита типа «габбро», производительность опытных отрезных кругов составила 290 см²/мин (среднее значение) при удельном расходе алмаза 0,8–1,0 карат/м². Применение модифицированной связки позволяет интенсифицировать режимы эксплуатации инструмента. Так, окружная скорость обработки выросла на 15–20%, глубина пропила на 10%, а производительность на 25–30%. Эксплуатационная стойкость инструмента увеличилась в 1,5–1,6 раза.

Результаты исследований свойств модифицированной вольфрам-медь-кобальтовой связки, а также данные эксплуатационных испытаний алмазных правящих карандашей (рисунок 8, а) и алмазных отрезных кругов (рисунок 8, б) позволили разработать рекомендации по условиям их эксплуатации. В правящих карандашах для обработки мягких (М) и среднемягких (СМ) абразивных кругов рекомендуется применять модифицированную связку М6-02* с концентрацией ША-А, соответствующей $C_{\text{ША-А}} = 0,50$ масс.%, а в карандашах для обработки твердых (Т) и чрезвычайно твердых (ЧТ) кругов – модифицированную связку М6-02** с концентрацией ША-А, равной $C_{\text{ША-А}} = 0,75$ масс.%. Связка М6-02* эффективна для применения в отрезных кругах при обработке мягких пород типа мрамор, а связка М6-02** – для обработки гранитов и бетонов различной прочности.



а

б

Рисунок 8. – Алмазные карандаши для правки абразивных кругов (а) и алмазные отрезные круги для резки бетона (б) с вольфрам-медь-кобальтовой связкой, модифицированной НУД

Заключение. На основании полученных результатов установлено, что при электроконтактном спекании модифицированного наноразмерной углеродной добавкой (шихта ША-А) сплава системы WC–Cu–Co происходит химическое взаимодействие углерода с расплавом Co и WC, в результате которого повышается содержание карбидной фазы Co_6W_6C , что наряду с уменьшением размеров зерен карбида WC и двойного карбида Co_6W_6C способствует усилению твердости сплава. Однако появляющаяся неоднородность распределения двойного карбида и увеличение количества включений графита при добавлении модификатора в количестве $C_{ША-А} \geq 0,75$ масс.% несколько снижают твердость сплава.

Установленная взаимосвязь триботехнических свойств модифицированной связки системы WC–Cu–Cос концентрацией наноразмерной углеродной добавки обусловлена структурой получаемого композита, которая при превышении оптимальной концентрации шихты ША-А характеризуется увеличенным содержанием хрупких составляющих (карбиды), частицы которых выкрашиваются при трибоконтакте и вызывают повышение коэффициента трения. На примере металлической связки для алмазного инструмента М6-02 показано, что оптимальное значение концентрации модифицирующей наноразмерной углеродной добавки находится в пределах $C_{ША-А} = 0,50-0,75$ масс.%. При этом коэффициент трения металлических связок с добавкой ША-А снижается в 4,3–5,9 раза, а износостойкость возрастает в 3,8–4,9 раза при увеличении твердости на 15–25% и прочностных характеристик при сжатии на 12–16% по сравнению с немодифицированным сплавом системы WC–Cu–Co. Повышение антифрикционных свойств модифицированных сплавов обусловлено наличием в их структуре графитоподобных фаз модифицирующей добавки, а увеличение прочности и износостойкости – формированием более однородной и дисперсной структуры и повышенным содержанием упрочняющих фаз (карбидов).

На основе проведенных исследований разработаны два варианта металлической связки для алмазного инструмента с различным содержанием наноразмерного углеродного модификатора (М6-02* и М6-02**) и предложен способ приготовления порошковой шихты для них. Испытания алмазных карандашей для правки абразивных кругов показали, что модифицирование связки наноразмерной углеродной добавкой обеспечивает более равномерный износ режущего элемента и материала связки и повышение удельной производительности на 25–30%, при этом точность размеров круга после правки составляет 0,05–0,10 мм. Применение модифицированной связки в алмазных отрезных кругах позволяет интенсифицировать режимы их эксплуатации, в частности, окружная скорость обработки выросла на 15–20%, глубина пропила – на 10%, а производительность – на 25–30%. Эксплуатационная стойкость инструмента увеличилась в 1,5–1,6 раза. Результаты исследований структуры и свойств модифицированной НУД вольфрам-медь-кобальтовой связки, а также данные эксплуатационных испытаний алмазных правящих карандашей и алмазных отрезных кругов позволили разработать рекомендации по рациональным условиям их эксплуатации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками / П.А. Витязь [и др.]. – Минск : Белорус. наука, 2011. – 527 с.
2. Верещагин, В.А. Композиционные алмазосодержащих материалы и покрытия / В.А. Верещагин, В.В. Журавлев. – Минск : Наука и техника, 1991. – 208 с.

3. Витязь, П.А. Синтез и применение сверхтвердых материалов / П.А. Витязь, В.Д. Грицук, В.Т. Сенюць. – Минск : Белорус. наука, 2005. – 359 с.
4. Powder Diffraction File. Data Cards. Inorganic Section. Sets 1–34. JCPDS. Swarthmore. – Pennsylvania. – USA 1948–1984.
5. Жорник, В.И. Влияние наноразмерных углеродных добавок на структурно-фазовое состояние и механические свойства спеченных сплавов / В.И. Жорник, В.А. Кукареко, С.А. Ковалева // Фуллерены и наноструктуры в конденсированных средах : сб. науч. ст. / ред. кол.: П.А. Витязь (отв. ред.) [и др.]. – Минск : Изд. центр БГУ, 2011. – С. 412–423.
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справ. : в 3 т. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996. – Т. 3. – Кн. 2. – 448 с.
7. Либенсон, Г.А. Производство порошковых изделий / Г.А. Либенсон. – М. : Metallurgia, 1990. – 240 с.
8. 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. – P. 767–770.
9. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П.А. Витязь [и др.]; под общ. ред. П.А. Витязя. – Минск : Беларус. навука, 2013. – 381 с.
10. Витязь, П.А. Термодинамические аспекты получения композитов спеканием порошковых металлических материалов, модифицированных наноразмерными углеродными добавками / П.А. Витязь, В.И. Жорник, В.С. Вихренко // Доклады НАН Беларуси. – 2011. – Т. 55, № 6. – С. 122–130.
11. Металлическая связка для получения композиционного материала и способ ее приготовления : пат. 10305 Респ. Беларусь : МПК⁷ В 24D / А.И. Полуян, О.О. Смиловенко, В.И. Жорник, Н.Н. Прокопович ; дата публ.: 28.02.2008.

Поступила 03.01.2020

STRUCTURAL-PHASE STATE AND PROPERTIES OF TUNGSTEN-COPPER-COBALT ALLOY MODIFIED BY NANO-SIZED CARBON ADDITIVE

V. ZHORNIK

The mechanism of the formation of the structure and properties of the tungsten-copper-cobalt alloy by nanosized carbon additive is studied. It was found that, the chemical interaction of the carbon with the Co and WC melt occurs during the electrocontact sintering of the modified alloy of the WC–Cu–Co system, which results in an increase in the content of the carbide phase Co_6W_6C and the decrease of the grain size of WC carbide and Co_6W_6C double carbide. The relationship of the mechanical and tribotechnical properties of the modified tungsten-copper-cobalt binder with the concentration of nanosized carbon additives is established. It is shown that the use of the modified tungsten-copper cobalt alloy as a metal bond of a diamond tool (straightening pencils, cutting wheels) increases the tool life by 1.5–1.6 times.

Keywords: material structure, structural-phase state, tungsten-copper-cobalt alloy, nano-sized carbon additive, physicochemical properties, tribological properties, cutting tool.