

УДК 661.665:66.091:669.35.154

## ВЛИЯНИЕ КОБАЛЬТА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ WC-Cu, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ ВИБРАЦИИ<sup>1</sup>

©2024 г. Л.Е. Бодрова, А.Б. Шубин, Э.Ю. Гойда, О.М. Федорова

*ФГБУН Институт металлургии (ИМЕТ) УрО РАН, Екатеринбург  
E-mail: bodrova-le@mail.ru**Поступила в редакцию 21 марта 2024 г.**После доработки 24 июня 2024 г. принята к публикации 9 июля 2024 г.*

Получены композиты WC-Cu-Co жидкофазной пропиткой разных композиций некомпактированных порошков с применением предкристаллизационной вибрации. Методами рентгеноструктурного анализа и рентгеноспектрального микроанализа исследованы структура, фазовый и химический составы. Измерены износостойкость и твердость композитов. Проанализировано влияние кобальта и способа его введения в расплав на структурообразование и свойства полученных композитов. Показана возможность упрочнения сплава кобальтом как в одностадийном процессе получения композитов WC-Cu-Co, так и при жидкофазной пропитке WC прекурсорным сплавом Cu-Co. Высказаны и обоснованы предположения о причинах улучшения смачиваемости WC в системе WC-Cu-Co и возможности подавления образования хрупкой η-фазы  $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$  без нарушения стехиометрии по углероду.

*Ключевые слова: жидкофазное спекание; композит WC-Cu-Co; низкочастотная вибрация; смачиваемость; взаимодействие; двойные карбиды.*

Композиты составов W-Cu и WC-Cu обладают высокими тепло- и электропроводностью, ударной вязкостью, хорошей износостойкостью, коррозионной и электроэрозионной стойкостью. Тенденция к частичной или полной замене вольфрама его карбидом WC обусловлена тем, что присутствие «скрытого» углерода обеспечивает композитам более высокие функциональные свойства [1—6].

В работе [4] композиты составов Cu-WC(5—30 об.%) для использования их в качестве износостойких покрытий на меди получали твердотельным спеканием при 1000 °С. Однако ожидаемые положительные результаты были занижены по причине высокой пористости межфазных границ, в том числе из-за недостаточно высокой смачиваемости WC/Cu.

Для повышения смачиваемости WC/Cu в работе [3] в Cu-связку добавляли частицы

нержавеющей стали. Возможность улучшения смачивания WC медью при ее легировании кобальтом была показана также в работе [5]. По данным обзорной статьи [7] вопросами повышения физико-механических свойств композитов Cu-WC при замене Cu-матрицы биметаллической системой Cu-Co с разным соотношением Cu:Co занимались многие исследователи. Для улучшения механических свойств цементированных карбидов на основе WC и замены кобальта более дешевыми и безопасными металлами и в настоящее время продолжают активные поиски связующих, альтернативных кобальту. В обзоре [8] сообщается, что для дальнейшего развития технологии твердых сплавов перспективным является замена кобальтовой связки высокоэнтропийными сплавами (ВЭС). Так, в работе [9] исследованы ВЭС-связки для WC, содержащие Cu и Co ( $\text{Co}_x\text{FeNiCrCu}$ ), альтернативные кобальту.

Хорошая совместимость порошка WC-12Co и Cu-подложки выявлена в работе [10] при получении плотного покрытия толщиной 541 мкм на меди, обеспечивающего по-

<sup>1</sup>Работа выполнена по государственному заданию ИМЕТ УрО РАН (тема в ЕГИСУ НИОКТР №122020100287-1). Результаты получены с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Урал-М».

вышение твердости медной пластины в 5,2 раза.

Актуальной на рынке производства композитов остается также проблема удешевления технологии получения металлокерамических композитов. Обзор большинства способов производства композитов представлен в работах [7, 11—13].

В ИМЕТ УрО РАН продолжается работа по развитию оригинального экспресс-метода жидкофазного спекания (ЖФС) некомпактированных порошков металлическим расплавом при использовании предкристаллизационной низкочастотной вибрации (НЧВ) их композиций.

В проведенных нами ранее исследованиях таким методом получены и исследованы композиты WC-Cu с однородной бескаркасной упаковкой карбидных частиц в меди [14]. Далее с целью повышения твердости Cu-матрицы в условиях, аналогичных получению композитов WC-Cu, изучалось взаимодействие дисперсного кобальта с расплавом меди [15]. Была показана эффективность дисперсионного упрочнения медной матрицы при разных вариантах подготовки и компоновки исходных материалов.

Данная работа — продолжение указанных исследований с целью изучения вариантов синтеза композитов WC-Cu-Co в условиях предкристаллизационной НЧВ для оптимизации структуры последних и улучшения их свойств.

#### Материалы и методики экспериментов.

Для получения сплавов использовали прутки меди М00 (производство ЗАО «Кыштымский медеэлектролитный завод»), порошки: карбида WC С1 (ОАО «Кировградский завод твердых сплавов»), меди МПС-1 и кобальта электролитического (ООО «НПП На-

ука» г. Екатеринбург, порошок получен из пластины кобальта К0 (ГОСТ 123—2018)). Исходные порошки не измельчали с целью визуализации химических процессов.

В тигель-изложницу из графита послойно загружали порошки и/или слитки меди, кобальта и карбида WC в разной последовательности. Тигель-изложницу с компонентами сплава помещали в печь сопротивления. В рабочее пространство печи подавался аргон. Печь нагревали до 1300—1350 °С и после выдержки 20 мин проводили НЧВ обработку (~80 Гц) тигля с композициями в течение 10 мин. Далее нагрев печи и вибрационное воздействие отключали, тигель извлекали из печи и охлаждали на воздухе.

Сплавы WC-Cu и WC-Cu-Co получали в виде цилиндрических слитков диаметром 8—10 и высотой 30—34 мм. Условия получения композитов приведены в таблице. Для образца сравнения, полученного по схеме сплава 1, виброобработка не проводилась.

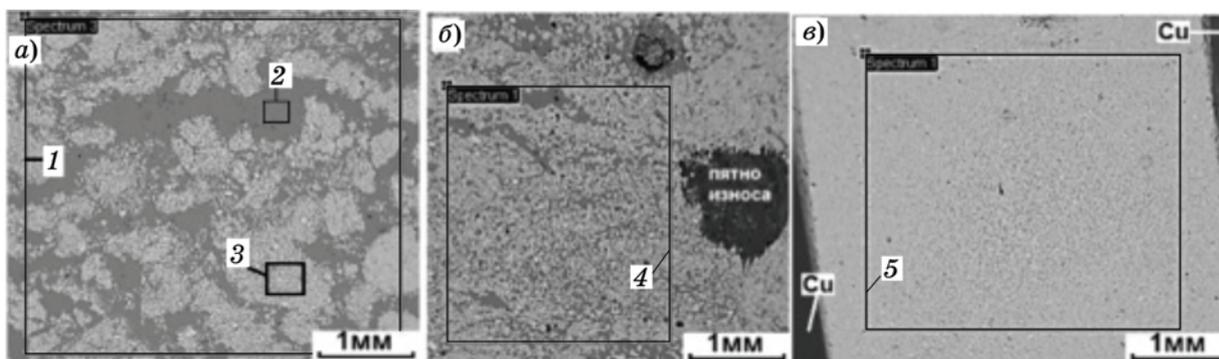
Шлифы готовили в продольном разрезе слитков с использованием комплекса пробоподготовки Tegramin-30 фирмы Struers. Структуру сплавов и элементный состав фаз исследовали методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Carl Zeiss EVO 40 XVP (с приставкой для химического микроанализа Oxford Instruments INCA-X-Act) и на оптическом микроскопе Olympus GX-51 с программным обеспечением SIAMS-700.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполнен на дифрактометре XRD-7000 Shimadzu в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении с использованием приставки для вращения шлифа в горизонтальной плоскости со скоростью 30 мин<sup>-1</sup> для снижения влияния текстуры.

Условия получения композитов и их характеристики

Сплав	Исходные компоненты в тигле сверху вниз (цифры — мас.%)	$t_{\text{НЧВ}}$ , °С	Co, мас.% (ат.%)	WC, мас.% (ат.%)	ЭЯ(Cu), $\times 10^{-3}$ нм <sup>3</sup>	НВ, МПа	Убыль массы при износе, $\times 10^{-3}$ г
1	WC/Co/Cu	1300	3,9 (4,6)	42 (32)	47,39	—	—
2	Cu/[90WC+3Co+7Cu] <sup>с.п</sup> /Cu	1350	1,2 (1,3)	58 (47)	47,33	—	5
3	(Cu,Co) /WC/ (Cu,Co)	1350	1,8 (2,6)	68 (58)	47,31	2400	5
4	Cu/[90WC+10Cu] <sup>с.п</sup> /Cu	1300	—	54 (44)	47,52	1400	30
5	Cu/WC/Cu	1300	—	69 (60)	47,52	2030	10

Примечания. Верхний индекс с.п — смесь порошков; ЭЯ — элементарная ячейка. Измерение твердости в композитах с неоднородным распределением карбидов не проводили.



Фиг. 1. Микроструктура композитов 1 (а), 2 (б) и 3 (в). Рамками 1–5 выделены площади, исследованные на элементный состав композита

Твердость композитов по Бринеллю ( $HB_{187,5}$ ) измеряли на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z050 по ГОСТ 9012–59 при нагрузке 187,5 кг и диаметре шарика 2,5 мм.

Испытания на износостойкость проводили на модернизированной машине трения модели 2070 с цифровым блоком измерения параметров СМТ-1М по схеме неподвижная колодка (образец)—жесткий вращающийся диск (контртело) в соответствии с ГОСТ 23.208–79; 30479–97; 50740–95. Для сравнительного анализа степени износа образцов соблюдалось постоянство параметров, характеризующих работу машины трения: скорость вращения контртела  $100 \text{ мин}^{-1}$ , нагрузка на образец 50 Н. Для каждого из образцов были изготовлены контртела из однородной цилиндрической заготовки диаметром 52,97 мм (сталь ШХ15). Все диски были подвергнуты закалке с охлаждением в воде для получения твердости 62 HRC и последующему шлифованию торца контртела до шероховатости  $Ra_{2,0-2,5} \text{ мкм}$  (ГОСТ 2789–73). Образцы истирались в течение 20 мин. До и после испытания образцы взвешивали на весах MWP-150 (класс точности II по ГОСТ 24104–2001). Погрешность измерений не превышает 5%.

**Результаты экспериментов.** Макроструктура слитков представлена слоями из медного сплава и слоя композиционного сплава WC-(Cu,Co). В работе исследованы слои, насыщенные карбидами (композиты). В композитах 1, 2 металлическая матрица заполнена неравномерными скоплениями карбидов, в композитах 3–5 карбиды распределены в матрице равномерно и плотно (фиг. 1).

Структура композитов 1, 2 сформировалась при пропитке расплавом меди двух различных порошков WC и Co, а структура

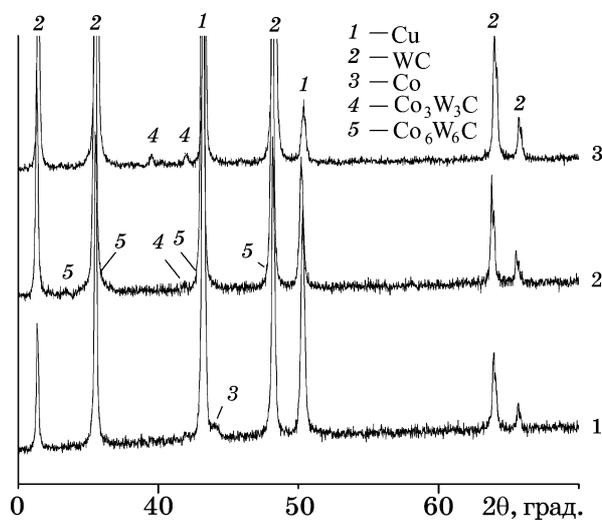
композитов 3–5 — при пропитке порошка WC расплавом меди или сплавом-прекурсором Cu(Co). Прекурсорный сплав получен переплавом медного прутка с порошком кобальта в течение 30 мин при  $1400 \text{ }^\circ\text{C}$  (в условиях механического перемешивания).

Все композиты, полученные с использованием НЧВ, имеют низкую пористость ( $\leq 1-3\%$ ). Пористость композита сравнения, полученного без вибрации, высокая (5–8%), вследствие чего он был исключен из дальнейших исследований.

Исследование химического состава композитов проведено методом РСМА для относительно больших площадей анализа, показанных на фиг. 1. Содержание WC и Co в них представлено в таблице.

На фиг. 2 приведены дифрактограммы композитов 1–3, содержащих кобальт. На них присутствуют линии WC и Cu, а также слабые и очень слабые линии ГЦК-Co и двойных карбидов  $Me_6C$  и  $Me_{12}C$  ( $Me = W, Co$ ).

Объемы ЭЯ в композитах 4, 5 (Cu-WC) совпадают с объемом ЭЯ исходной литой



Фиг. 2. Дифрактограммы композитов 1–3

меди ( $47,52 \cdot 10^{-3} \text{ нм}^3$ ). При растворении кобальта в меди объем ее ЭЯ снижается (композиции 1—3), так как атомный радиус кобальта меньше, чем у меди (0,125 и 0,128 нм соответственно). Однако прямой связи объема ЭЯ с общим содержанием кобальта в сплавах не наблюдается.

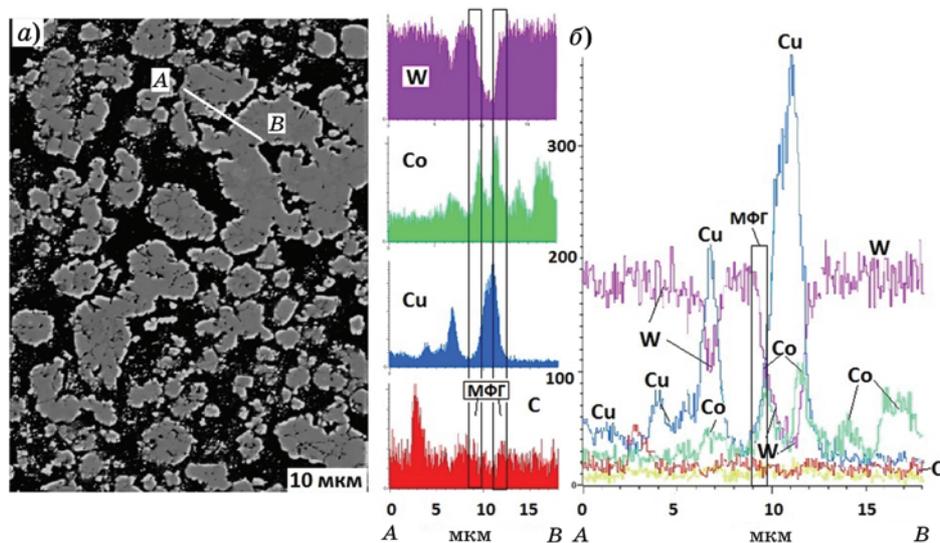
При значительном различии в макро-структуре микроструктура образцов однотипна: частицы карбидов разделены слоями матрицы и не образуют жесткого каркаса; видны отдельные спекшиеся между собой бесформенные образования.

**Композит 1.** По данным РСА и РСМА кобальт в композите 1 находится в составе твердых растворов  $\text{Cu}(\text{Co})$  и  $(\text{Co})^2$ . На фиг. 3 показана микроструктура одного из скоплений WC в матрице Cu-Co (области 3 и 2 на фиг. 1, а). Распределение элементов вдоль линии сканирования AB, проходящей через две крупные карбидные частицы и матрицу между ними, показано на фиг. 3, б. Из кривых распределения элементов видно, что со-

структурные образования отмечены в работе [16] при исследовании взаимодействия в двойной псевдосистеме WC-Co.

Из данных на фиг. 3 следует, что на МФГ WC/Cu одновременно присутствуют все четыре элемента — W, Co, Cu и C. Сведений о химическом взаимодействии WC и Cu в литературе нами не обнаружено, что позволяет утверждать, что медь входит в поверхностные слои WC в составе твердых растворов  $\text{Cu}(\text{Co})$ . По-видимому, этот факт, отмечаемый в разных работах, и является причиной повышения смачиваемости карбида WC медью в результате легирования ее кобальтом.

**Композит 2.** Результаты химического взаимодействия компонентов композита 2 показаны на одной из крупных частиц (линия сканирования ~50 мкм) со сложной ячеистой структурой (фиг. 4). И само зерно, и каждая ячейка имеют субструктуру ядро/оболочка. Цвет всех оболочек более темный, чем у центров (ядра) ячеек, т.е. в оболочке содержится меньшее количество вольфрама.



Фиг. 3. Композит 1: а — микроструктура одного из макроскоплений WC в матрице Cu-Co (черная фаза); б — распределение элементов вдоль линии сканирования AB: МФГ — межфазная граница

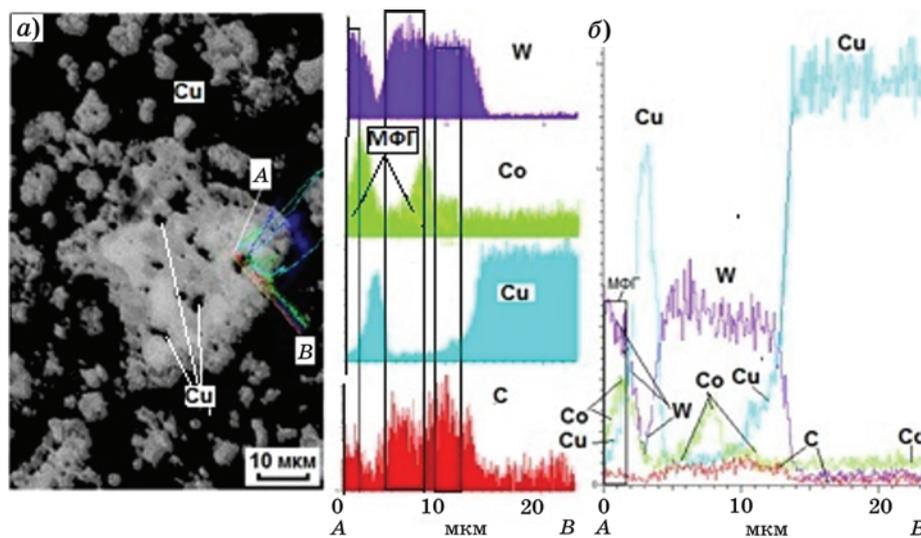
держание кобальта в меди равномерное и достаточно высокое, а в карбиде WC оно имеет несколько пиков. При этом максимальные значения содержания кобальта приходятся не на Cu-фазу, а на МФГ WC/Cu.

Максимумы интенсивности кобальта, находящиеся внутри зерен WC, указывают на несплошность крупных зерен и существование внутри них его прослоек. Подобные

$${}^2(\text{Co}) = \text{Co}(\text{Cu}) + \text{Co}(\text{WC}).$$

Локальные включения меди на площади всей карбидной частицы также указывают на ее неоднородность (ячеистость), так как находятся на границах ячеек.

Линия сканирования состава AB пересекает две ячейки и выходит на матрицу (см. фиг. 4). При переходе с одной ячейки на другую меняется характер распределения Co и W. Из кривых распределения элементов видно, что максимальное содержание кобальта находится на МФГ включение Cu/WC и на



Фиг. 4. Фрагмент микроструктуры в фазовом контрасте (BSD) композита 2 (а) и распределение элементов вдоль линии сканирования АВ (б)

границе ядро/оболочка. В отличие от композита 1 содержание кобальта в медной матрице ниже, чем в карбидах.

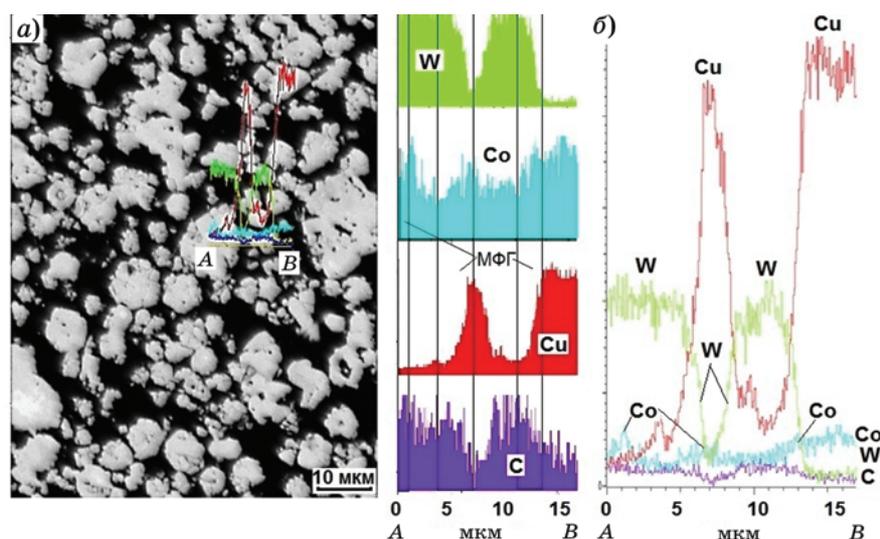
По трем всплескам содержания углерода и кобальта на линии сканирования по области WC можно предположить наличие двойных карбидов разного состава. На дифрактограмме композита 2 карбид  $W_6Co_6C$  обнаруживается по утолщениям нижней части пиков WC ( $2\theta \approx 35,8$  и  $47,5$  град.) и Cu ( $2\theta \approx 43,3$  град.), а к карбиду  $W_3Co_3C$  относится очень слабый пик при  $2\theta \approx 42,5$  град.

На МФГ карбид/матрица (аналогично композиту 1) спектры W, Co, Cu и C накладываются один на другой. Здесь могут на-

ходиться двойные карбиды в виде механической смеси с твердым раствором Cu(Co).

**Композит 3.** Микроструктура композита 3 отличается от микроструктур композитов 1, 2 однородным распределением WC по всему композиту (см. фиг. 1). По данным PCA кобальт находится в составе двойного карбида  $Co_3W_3C$  и в твердом растворе Cu(Co).

На фиг. 5 показано изменение состава фаз вдоль линии сканирования через два карбидных зерна разного размера и окружающую их матрицу. Анализ кривых интенсивности показывает, что содержание кобальта в меди и в WC различается не так значительно, как в композитах 1 и 2. На поверхности зерен



Фиг. 5. Микроструктура в фазовом контрасте (BSD) композита 3 (а) и распределение элементов вдоль линии сканирования АВ (б)

WC содержание кобальта (в отличие от композита 1) ниже, чем в меди, и ниже, чем в композитах 1 и 2. К двойному карбиду может относиться небольшой пик интенсивности кобальта на более крупном зерне WC.

**Композиты 4 и 5.** Структура этих композитов с однородным распределением карбида в металлической матрице аналогична композиту 3. Это позволяет корректно измерить их твердость. В отсутствие прекурсорного разбавления WC порошком меди формируется структура с более высоким содержанием WC (69 и 54 мас.% соответственно, см. таблицу).

**Твердость и износостойкость.** Для композитов 2—5 эти данные приведены в таблице. Видно, что в композитах без кобальта твердость и износостойкость коррелируют с содержанием карбида. При этом при одинаковой структуре и равном содержании WC в композитах 3 и 5 добавка 1,8 мас.% Co повысила твердость композита 3 на 18%, а износостойкость в 2 раза.

Из-за отсутствия жесткого карбидного каркаса твердость композитов с однородной упаковкой WC недостаточно высока для таких больших его содержаний. Однако она сопоставима с твердостью композитов с аналогичной структурой, полученных, например, в работе [17], где композит Cu-WC(62%) имеет твердость 241 HB.

Неожиданным результатом является высокая износостойкость композита 2, так как содержание в нем WC и Co ниже, чем в сплаве 3 с такой же износостойкостью, а распределение карбидов в структуре неоднородно.

**Обсуждение результатов.** Диаграмма состояния системы W-C-Cu-Co в настоящее время неизвестна. Достаточно хорошо изучены подсистема W-C-Co и псевдосистема WC-Co, а также Cu-Co. В температурном интервале 1300—1400 °C в системе W-Co-C при избытке углерода существует обширная область  $\gamma$ -твердых растворов Co(WC), области WC и свободного углерода. При недостатке углерода сплавы содержат интерметаллиды, полукарбид  $W_2C$ , двойные карбиды, стабильные и нестабильные двойные и тройные эвтектики.

Существование двойных карбидов  $Me_6C$  и  $Me_{12}C$  отмечено в разных работах [3, 8, 16, 18]. В исследованиях было показано, что  $\eta$ -фаза  $Co_3W_3C$  нестабильна и ниже 1100—1200 °C распадается с образованием  $Co_6W_6C$ ,

WC и Co. На практике присутствие двойного  $\eta$ -карбида  $Co_3W_3C$  в сплавах считается нежелательным из-за его хрупкости.

В равновесных условиях в наших сплавах возможно образование только WC и твердых растворов  $\gamma$ -Co(WC) и Cu(Co). Обнаруженные нами двойные карбиды могут быть следствием высокой скорости охлаждения или потери части углерода. В процессе синтеза сплавов при нагреве исходных компонентов химические взаимодействия происходят в несколько стадий, частично перекрывающих одна другую.

На первой стадии нагрева происходит твердофазное взаимодействие частиц Cu+Co и WC+Co с образованием в зонах их контактов твердых растворов (Cu) и (Co). При дальнейшем нагреве последовательно появляются несколько жидких фаз: расплав Cu при  $t > 1083$  °C  $\rightarrow$  расплавы эвтектического состава Cu-Co и WC-Co при  $t > 1112$  и  $> 1340$  °C соответственно.

Действие вибрации при 1300 °C, так же как и появление жидких фаз, интенсифицирует все диффузионные перемещения и химические взаимодействия в системе. Жидкие непрерывные слои Cu и (Cu) не только смачивают частицы WC, но и выполняют роль диффузионных каналов для миграции атомов кобальта, активируя их взаимодействие с WC. Происходит металлизация поверхности частиц WC кобальтом с появлением твердых растворов и/или двойных карбидов.

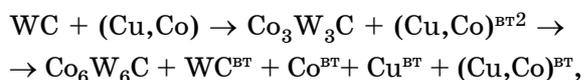
Наиболее интересным представляется различие в структурном состоянии кобальта в композите 1, полученном только за счет диффузии, и в композите 3, полученном с использованием связки-прекурсора со структурой твердого раствора (Cu,Co).

На наш взгляд, различие можно объяснить следующим образом. В композите 1 до появления жидких фаз взаимодействие частиц WC и Co происходило только в узкой зоне контакта их слоев, поэтому количество металлизированных частиц карбидов должно быть небольшим.

Появившийся расплав меди перемещается по капиллярным каналам между частицами WC и Co, обволакивает их и создает первые межфазные слои. В результате этого формируется барьерный слой из меди на поверхности частиц WC, тормозящий взаимодействие WC и Co.

Появившийся далее гомогенный расплав Cu(Co) также перемещается по капиллярным каналам, создавая следующие межфазные слои, обогащенные кобальтом, и инициирует этим начало жидко-твердого взаимодействия WC и Co с образованием твердого раствора Co(WC).

В процессе синтеза композита 3 твердофазного взаимодействия WC и Co не происходило. Расплавление связки Cu-Co и ее капиллярное перемещение между частицами карбида обеспечило их смачивание и взаимодействие через прямой контакт WC и атомарного Co из расплава Cu-Co. В результате химического взаимодействия первоначально должен образоваться двойной карбид состава  $Co_3W_3C$ , а при дальнейшем охлаждении ниже  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  —  $Co_6W_6C$ :



где верхний индекс «вт» — вторичная фаза.

На дифрактограмме композита 3 хорошо видны линии более высокотемпературного двойного карбида  $Co_3W_3C$ , т.е. композит 3 сохранился в более неравновесном состоянии, чем композит 1.

В композите 2 должны происходить твердофазные взаимодействия контактирующих частиц WC и Co, аналогичные протекающим в композите 1. В исходном состоянии проводилось механическое перемешивание порошков, в результате чего число твердофазных контактов WC и Co должно быть выше, чем в композите 1. Следовательно, двойных карбидов должно образоваться больше, чем в композите 1. И действительно, на дифрактограмме композита 2 есть линии двойных карбидов, несмотря на то, что отношение Co/WC в нем намного меньше, чем в композите 1. Это подтверждает предложенную выше версию причин различия в механизмах металлизации кобальтом поверхности WC.

Из представленных результатов видно, что при использованном способе легирования WC кобальтом имеется возможность управления как структурой композитов, так и последовательностью образования в них разных двойных карбидов. В этом направлении предполагается провести дальнейшие исследования по получению опытных образцов WC-Cu-Co с предварительным измельчением исходных порошков и соответствующей

термической обработкой полученных композитов с целью дальнейшего улучшения их свойств.

**Выводы.** 1. Получены модельные композиты Cu-WC(42-69%)-Co(1-4%) с бескаркасной упаковкой карбидов. Применение предкристаллизационной низкочастотной вибрации и отсутствие стадии получения жесткого каркаса из частиц WC обусловили отсутствие закрытых пор, низкую ( $\leq 1-3\%$ ) общую пористость композитов и кратковременность их синтеза.

2. Отмечено, что кобальт в композитах распределен между матрицей, обеспечивая ее дисперсионное упрочнение, и поверхностным слоем частиц WC в виде механической смеси WC, Cu(Co) и двойных карбидов  $WC_3Co_3C$  или  $WC_6Co_6C$ . Высказано предположение, что присутствие кобальта в расплаве меди на межфазной границе карбид/матрица является причиной известного повышения смачиваемости частиц WC расплавом меди.

3. Присутствие двойных карбидов зависит от условий получения композитов. Равновесные процессы перехода  $Me_{12}C \rightarrow Me_6C$  ускоряются при пропитке прекурсорным расплавом Cu-Co и тормозятся при пропитке порошков WC и Co расплавом меди. По давлению образования  $Co_3W_3C$  в одинаковых термовременных условиях может быть связано с первоначальным обволакиванием частиц WC расплавом меди, а затем расплавом Cu(Co). Сохранение в составе композита WC-Cu-Co хрупкого карбида  $Co_3W_3C$  приводит к снижению его износостойкости (выкрашивание при истирании).

4. Сочетание наиболее высоких значений износостойкости и твердости имеет композит состава (мас.%) 68WC-30Cu-2Co, полученный пропиткой порошка WC прекурсорным сплавом Cu-4Co в фазовом состоянии Cu(Co).

5. Все композиты WC-Cu-Co сохраняют потенциал дальнейшего упрочнения при измельчении исходных порошков WC и Co, повышении скорости охлаждения и соответствующей термической обработке полученных композитов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhang, Qiao. Microstructure and properties of W-Cu composites reinforced by in-situ synthesized WC particles in surface layer / Qiao Zhang, Bin Yang, Zheng Chen, Nan Deng, Baojiang Chen, Shuhua Liang // J. Mater. Res. Techn. 2024. V.29. P.2835—2842.

2. Zhang, Qiao. Microstructure and properties of W-25wt%Cu composites reinforced with tungsten carbide produced by an in situ reaction // Qiao, Zhang, Yu Cheng, Baojiang Chen, Shuhua Liang, Longchao Zhuo // *Vacuum*. 2020. V.177. Art.109423.
3. Cardoso, J.P. WC-Cu (AlSi304) composites processed from high energy ball milled powders / J.P. Cardoso, J. Puga, A.M. Ferro Rocha, C.M. Fernandes, A.M.R. Senos // *Intern. J. Refr. Metals & Hard Mater.* 2019. V.84. Art.104990. [https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.84\(2019\).104990](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.84(2019).104990).
4. Cabezas-Villa, J.L. Constrained sintering and wear properties of Cu-WC composite coatings / J.L. Cabezas-Villa, L. Olmos, H.J. Vergara-Hernández, O. Jiménez, P. Garnica, D. Bouvard, M. Flores // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2017. P.2214—2224. DOI : 10.1016/S1003-6326(17)60247.
5. Silva, V.L. Copper wettability on tungsten carbide surfaces / V.L. Silva, C.M. Fernandes, A.M.R. Senos // *Ceramics Intern.* 2016. P.1191—1196. Available online at [www.sciencedirect.com](http://www.sciencedirect.com)
6. Shinoda, i Yu. Development of creep-resistant tungsten carbide copper cemented carbide / Yu. Shinoda, Yu. Yanagisawa, T. Akatsu1, F. Wakai1, H. Fujii // *Mater. Trans.* 2009. V.50. №6. P.1250—1254. — (Special Issue on Joining Technology for New Metallic Glasses and Inorganic Materials). DOI : 10.2320/matertrans.ME20080.
7. Aramian, A. A review of additive manufacturing of cermets / A. Aramian, N. Razavi, Z. Sadeghian, F. Berto // *Additive Manufacturing*. 2020. V.33. Art.101130. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101130>. Published by Elsevier B.V. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).[creativecommons.org/licenses/by/4.0](http://creativecommons.org/licenses/by/4.0)).
8. Straumal, B. WC-Based cemented carbides / B. Straumal, I. Konyashin // *High Entropy Alloyed Binders : A review. Metals*. 2023. №13. P.171. <https://doi.org/10.3390/met13010171>. Academic Editor : Francisco Gil Coury.
9. Chen, R. Development of cemented carbide with Co<sub>x</sub>FeNiCrCu high-entropy alloyed binder prepared by spark plasma sintering // Chen R., Zheng S., Zhou R., Wei B., Yang G., Chen P., Cheng J. // *Intern. J. Refr. Met. Hard Mater.* 2022. V.103. Art.105751.
10. Jojith, R. Characterization and wear behaviour of WC-Co coated copper under dry sliding conditions / R. Jojith, N. Radhika, R. Vigneshwar Raja // *Tribology in Industry*. 2020. V.42. №2. P.327—336. DOI : 10.24874/ti.771.09.19.03.
11. Левашов, Е.А. История отечественных твердых сплавов / Е.А. Левашов, В.С. Панов, И.Ю. Коняшин // *Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2017. №3. С.14—21. DOI : [dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-3-14-21](https://doi.org/10.17073/1997-308X-2017-3-14-21).
12. Sree Manu, K.M. Liquid metal infiltration processing of metallic composites : A critical review // K.M. Sree Manu, L. Ajay Raag, T.P.D. Rajan, Manoj Gupta, B.C. Pai // *Met. Mater. Trans. B*. 2016. V.47B. October. DOI: 10.1007/s11663-016-0751-5.
13. Garcia, J. Cemented carbide microstructures : a review / J. Carcia, V. Collado Cipres, A. Blomqvist, B. Kaplan // *Intern. J. Refr. Metals & Hard Mater.* 2019. V.80. P.40—68.
14. Бодрова, Л.Е. Структура и свойства слоистых композитов WC-Cu, полученных в условиях вибрации / Л.Е. Бодрова, Э.Ю. Гойда, А.Б. Шубин, О.А. Королев // *Персп. матер.* 2023. №10. С. 68—77. DOI : 10.30791/1028-978X-2023-10.
15. Бодрова, Л.Е. Взаимодействие дисперсного кобальта с расплавом меди в условиях низкочастотной вибрации / Л.Е. Бодрова, Э.Ю. Гойда, А.Б. Шубин, О.М. Федорова // *Металлы*. 2023. №6. С.81—89. DOI : 10.31857/S0869573323060101. — (Л.Е. Bodrova, E.Yu. Goida, A.B. Shubin, O.M. Fedorova / Interaction of dispersed cobalt with molten copper under low-frequency vibration // ISSN 0036-0295, Russian Metallurgy (Metally). 2023. №11. P.1648—1656. DOI : 10.1134/S0036029523110034).
16. Konyashin, I. Wettability of tungsten carbide by liquid binders in WC-Co cemented carbides : Is it complete for all carbon contents ? / I. Konyashin, A.A. Zaitsev, D. Sidorenko, E.A. Levashov, B. Ries, S.N. Konischev, M. Sorokin, A.A. Mazilkin, M. Herrmann, A. Kaiser // *Intern. J. Refr. Metals and Hard Mater.* 2017. V.62. P.134—148.
17. Hong, E. Tribological properties of copper alloy-based composites reinforced with tungsten carbide particles / E. Hong, B. Kaplin, Taehoon You, Min-Soo Suh, Yong-Suk Kim, H. Choe // *Contents Lists Available at Science Direct Wear*. 2011. V.270. P.591—597.
18. Курлов, А.С. Влияние температуры спекания на фазовый состав и микротвердость твердого сплава WC с Co (8 мас.% Co) / А.С. Курлов, А.А. Ремпель // *Неорган. матер.* 2007. Т.43. №6. С.685—691.