

УДК 661.665:66.091:669.35.154

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСПЕРСНОГО КОБАЛЬТА С РАСПЛАВОМ МЕДИ В УСЛОВИЯХ НИЗКОЧАСТОТНОЙ ВИБРАЦИИ^{1,2}

©2023 г. Л.Е. Бодрова, Э.Ю. Гойда, А.Б. Шубин, О.М. Федорова

*ФГБУН Институт металлургии (ИМЕТ) УрО РАН, Екатеринбург
E-mail: bodrova-le@mail.ru**Поступила в редакцию 20 апреля 2023 г.**После доработки 11 июля 2023 г. принята к публикации 28 июля 2023 г.*

Исследована возможность повышения твердости связки Co-Cu в одностадийном процессе получения композитов WC-Cu-Co с применением предкристаллизационной низкочастотной вибрации (НЧВ). Сплавы Cu-Co и WC-Cu-Co получены реактивной инфильтрацией жидкой меди в некомпактированные порошки WC и Co в условиях НЧВ их композиций (80 Гц, 10 мин при 1300—1350 °С). Исследован их фазовый и химический составы, структура и твердость. Впервые экспериментально показано, что метастабильные образования (замороженные области несмешиваемости двух жидкостей) являются прекурсорами дендритов (Co) и имеют с ними одинаковый состав. Показано, что характер распределения кобальта по высоте слитков сплавов Cu-Co и по фазовым составляющим зависит от содержания кобальта, воздействия вибрации, геометрического положения слоев исходных компонентов и от температуры. Определены оптимальные условия получения однородного распределения кобальта по всему расплаву. Показано, что кобальт обеспечивает дисперсионное твердение металлической связки Cu-Co за счет формирования твердых растворов (Cu) уже на стадии синтеза сплавов Cu-Co и WC-Cu-Co. При этом сохраняется потенциал дополнительного упрочнения последующей термической обработкой или сменой режима охлаждения.

Ключевые слова: инфильтрация расплава; низкочастотная вибрация; взаимодействие; связка Cu-Co; композит WC-Cu-Co.

Твердые сплавы на основе WC-Co являются одним из самых востребованных и широко используемых композитов, задействованных в горнодобывающей, нефтяной и газовой промышленности [1—4], благодаря таким высоким механическим свойствам, как твердость, износостойкость, ударная вязкость, прочность на разрыв. Проведены многочисленные исследования по разработке специальных связующих составов, альтернативных кобальту, которые обеспечили бы сплавам повышение их функциональных свойств, а именно тепло- и электропроводности, коррозионной стойкости, экологичности и др. [5—8].

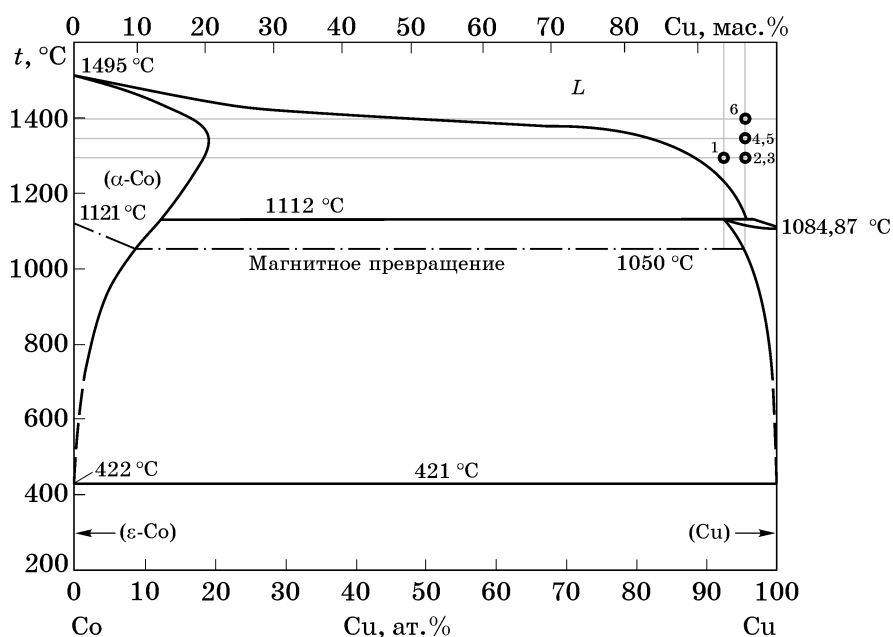
Растет интерес к альтернативным связующим сплавам с частичной или полной заменой кобальта медью. По данным [6] связ-

ка состава Cu-Co смачивает частицы WC лучше, чем чистая медь, т.е. обеспечивается более прочная адгезия на границе фаз. В работе [7] при сравнении механических свойств композитов WC-10%Co и WC-10%Cu получено, что при близких значениях твердости композит WC-10%Cu имеет более высокое сопротивление ползучести до 1273 К. При этом всегда актуальным остается поиск более экономичных технологий синтеза этих материалов.

В ИМЕТ УрО РАН разрабатывается оригинальный способ одностадийного получения композитов жидкофазной пропиткой упрочняющих фаз расплавом металла в условиях кратковременной предкристаллизационной низкочастотной вибрации (НЧВ) [9—11]. В работе [11] таким способом получены слоистые композиты WC-Cu, в рабочих слоях которых содержится 50—80 мас.% WC. Эти слои имеют беспористую структуру и бескаркасную упаковку частиц WC в медной связке, что обеспечивает композитам особые свойства.

¹Работа выполнена по Госзаданию ИМЕТ УрО РАН номер госрегистрации темы в ЕГИСУ НИОКТР 122020100287-1.

²Результаты получены с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Урал-М».



Фиг. 1. Диаграмма состояния системы Cu-Co (1—6 — экспериментальные сплавы)

Данная работа — продолжение проводимых авторами исследований. Ее цель — продемонстрировать возможность упрочнения медной матрицы кобальтом в одностадийном процессе получения композиционных сплавов WC-Cu-Co с применением НЧВ. В работе выявлены и использованы особенности процессов дисперсионного упрочнения при синтезе сплавов Cu-Co за счет образования-распада твердых растворов на основе меди.

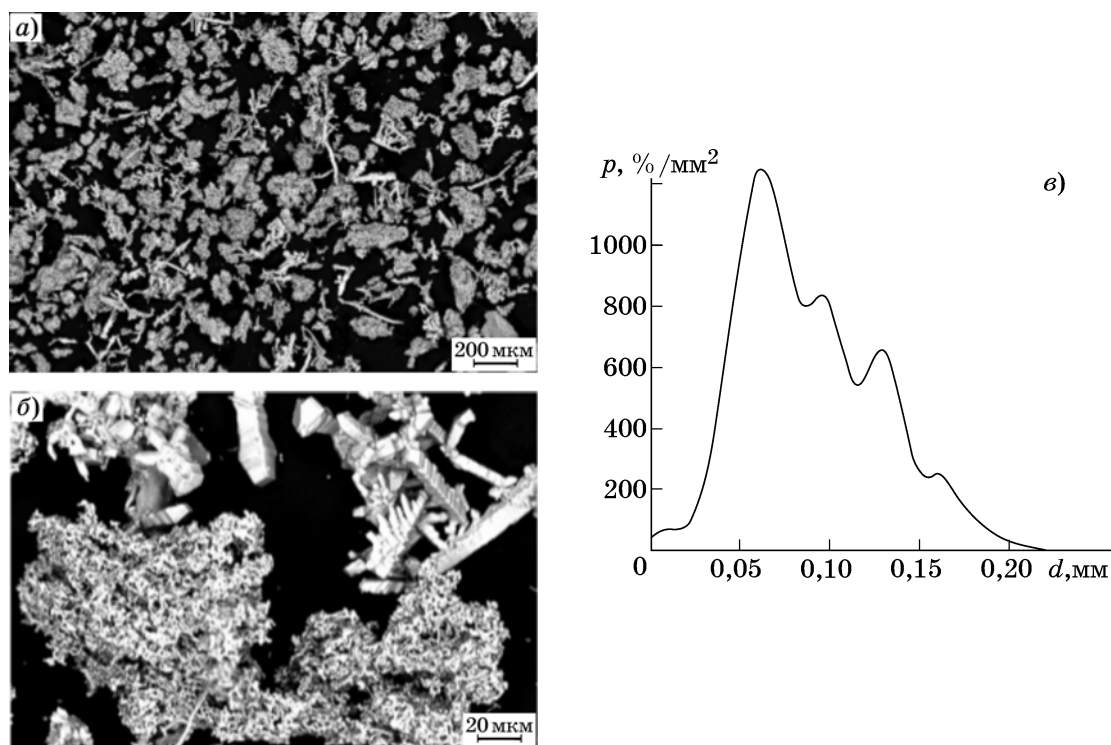
Получение двойных метастабильных твердых растворов в системе Cu-Co (фиг. 1 [12]) проблематично, так как она характеризуется высокой положительной энергией смешения. Эта задача решается созданием развитой контактной поверхности частиц меди и кобальта разными способами, например: интенсивным и длительным механо-сплавливанием в высокоэнергетических мельницах; взаимным плакированием; использованием аморфных и нанокристаллических порошков; напылением чередующихся слоев меди и кобальта на свежесколотый монокристалл NaCl; высокоскоростным нагревом—охлаждением; кручением под высоким давлением в камере Бриджмена [13—15].

Материалы и методики экспериментов. Исследования проведены на модельных сплавах, для приготовления которых использовали прутковую медь (99,98% Cu) ЗАО «Кыштымский медеэлектролитный завод»; порошок кобальта электролитический, полученный в ООО «НПП Наука» (г. Екатеринбург)

из кобальтовой пластины марки К0 (ГОСТ 123—2018); порошок WC марки С1 ОАО «Кировградский завод твердых сплавов»; порошок никеля марки ПНЭ-1.

Размеры частиц кобальта определяли на анализаторе CAMSIZER XT0182 («Retsch Technology GmbH») методом сухого измерения в потоке сжатого воздуха. Для визуализации процессов взаимодействия и изучения возможности использования порошков кобальта без дополнительной обработки их не измельчали и не подвергали химической обработке. Морфология частиц кобальта представлена на фиг. 2, а, б. Видно, что из большинства частиц формируются губчатые образования разных размеров, а небольшая часть частиц кобальта кристаллизуется в форме дендритов (на фиг. 2, в показана зависимость плотности ρ распределения частиц разного размера).

Сплавы Cu-Co получали реактивной инфльтрацией жидкой меди в некомпактированный порошок кобальта (свободная насыпка порошка кобальта на поверхность слитка меди или на дно графитового тигля) в условиях НЧВ их композиций (табл. 1). Тигель с компонентами нагревали в печи сопротивления в среде проточного аргона, выдерживали 20 мин без перемешивания расплава, далее его подвергали НЧВ при 80 Гц в течение 10 мин на лабораторной установке [16]. Тигель с расплавом охлаждали на воздухе до комнатной температуры. Сплавы сравнения вибрационной обработке не подвергались.



Фиг. 2. Морфология (а, б) и характер распределения частиц порошка кобальта разного размера d (в)

Таблица 1

Условия получения сплавов (см. фиг. 1)

Сплав	Co _{общ} , мас. %	t , °C	НЧВ	Δt^* , °C	Примечание**
1	6,7	1300	+	50	Co/Cu
2	4,5	1300	-	190	Co/Cu
3	4,5	1300	+	190	Co/Cu
4	4,5	1350	+	240	Cu/Co
5	4,5	1350	+	240	WC/Co/Cu
6	4,5	1400	-	290	Механическое перемешивание (МП)
7	-	1400	-	300	Cu+4,5% Ni (МП)

*Перегрев относительно линии ликвидуса.

**Схема расположения слоев (сверху вниз).

Общее время нахождения всех расплавов при максимальной температуре (см. табл. 1) составляло 30 мин.

Полученные сплавы разрезали по высоте слитка. Шлифы готовили с использованием комплекса пробоподготовки Tetgramin-30 фирмы Struers.

Структуру сплавов и элементный состав фаз изучали с использованием сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 40, оснащенного системой для энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) IncaX-Act Oxford Instruments, а также на инвертированном металловедчес-

ком микроскопе OLYMPUS GX-51 с программным обеспечением SIAMS-700.

Рентгенофазовый анализ (РФА) шлифов выполнен на дифрактометре XRD-7000 Shimadzu в CuK_α -излучении с использованием приставки для вращения шлифа в горизонтальной плоскости со скоростью 30 мин^{-1} для снижения влияния текстуры.

Твердость³ сплавов по Бринеллю (H_B) измеряли на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z050 по ГОСТ 9012—59

³Измерение твердости в сильно пористых слоях не проводили.

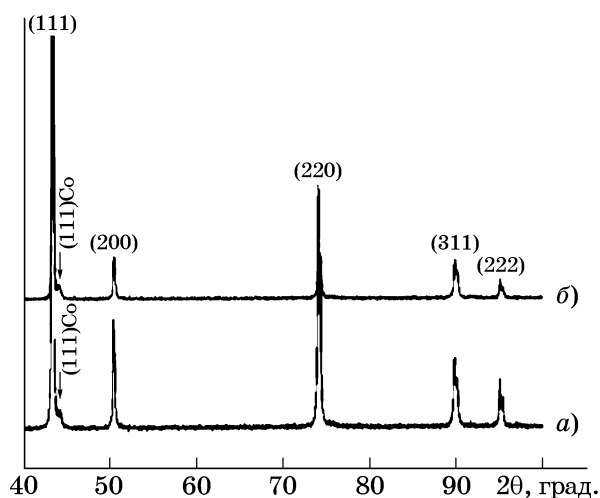
(ИСО 410-82, ИСО 6506—81) при нагрузке 0,6 кН (62,5 кгс) и диаметре шарика 2,5 мм.

Результаты экспериментов. Сплавы Cu-Co получали в виде цилиндрических слитков диаметром 8 и 10 мм и высотой 30 и 34 мм. Исследование распределения кобальта по высоте слитка в атомных и массовых процентах проведено на СЭМ при РСМА относительно больших (1—15 мм²) площадей образцов, а в объемных процентах — на световом микроскопе.

Сплав 1. Анализ структуры, состава и твердости слитка по высоте показал, что весь кобальт распределился по высоте слитка в два слоя. По данным РСМА средний состав верхнего слоя слитка высотой около 12 мм соответствовал сплаву Cu90Co10 (мас. %), а нижний высотой ~18 мм — сплаву Cu96Co4.

Такое распределение кобальта в слитке согласуется с данными измерений твердости *HV* по высоте слитка: в верхнем слое 840 ± 10 МПа, в нижнем — 785 ± 15 МПа.

Дифрактограммы верхней и нижней частей слитка сплава 1 системы Cu-Co представлены на фиг. 3. Их анализ показал, что кристаллические фазы являются твердыми растворами на основе меди и кобальта. Средние значения параметров решетки твердых растворов (Cu) в слоях сплава ниже, чем параметр кристаллической решетки исходной меди (0,36220 нм), так как атомный радиус кобальта меньше, чем у меди (0,125 и 0,128 нм соответственно). В слоях с содержанием 4 и 10 мас. % Co параметры равны 0,36161 и 0,36151 нм соответственно.



Фиг. 3. Дифрактограммы нижнего (а — Cu96Co4) и верхнего (б — Cu90Co10) слоев сплава 1

Из дифракционных отражений кобальта проявляется только самый сильный максимум (111). Он характеризует метастабильную высокотемпературную ГЦК модификацию. Межплоскостные расстояния для сплавов состава Cu96Co4 и Cu90Co10 возрастают от 0,2043 нм (исходный порошок кобальта) до 0,2046 и 0,2051 нм соответственно, что указывает на повышение содержания меди в твердом растворе (Co).

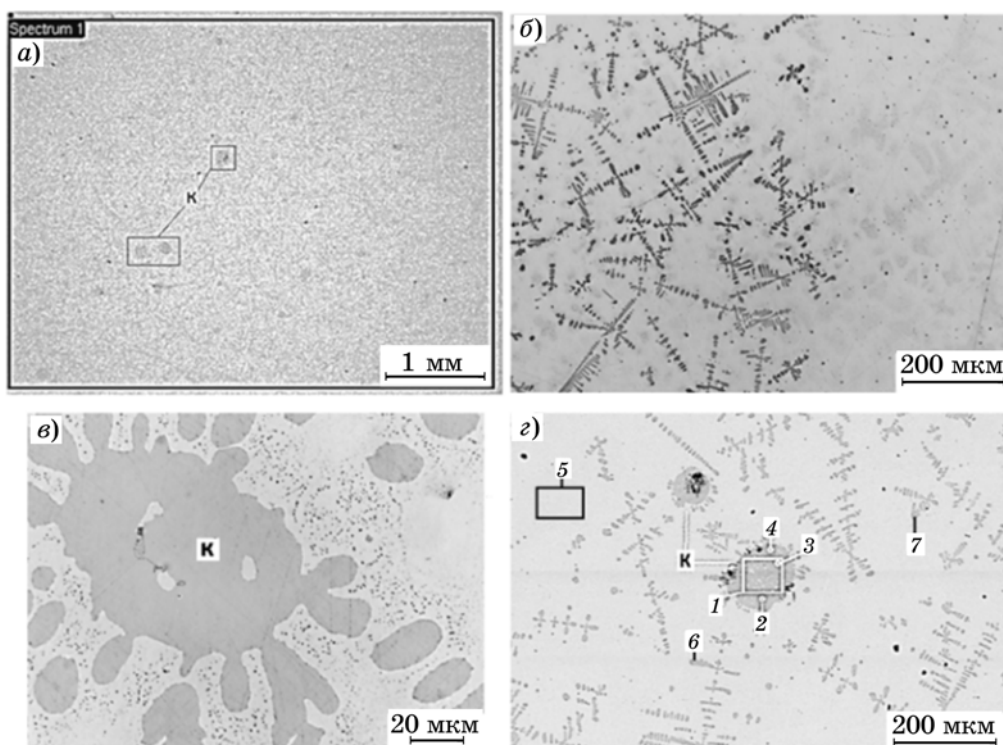
Микроструктура верхнего слоя и межслойная граница для сплава 1 представлены на фиг. 4. Оба слоя содержат сравнительно мало пор (1—3%). Небольшая часть сплава закристаллизовалась в форме сфер (или дисков) диаметром ≤ 120 мкм, внутри которых имеются вкрапления более мелких сфер, богатых медью. Из фиг. 4, в видно, что эти фазы являются прекурсорами для последующего зарождения и роста дендритов (Co).

Наблюдаемые сфероподобные прекурсоры дендритов (Co) подтверждают сведения о существовании в системе Cu-Co области несмешиваемости двух жидкостей, появляющейся при переохлаждении расплава ниже линии ликвидуса на 90—100 °C и более [12]. Из данных РСМА (табл. 2) видно, что состав этих «замороженных» областей переохлаждения мало отличается от состава дендритов (Co).

Анализ элементного состава фаз в обеих частях слитка сплава 1 показал, что кобальт находится не только в составе дендритов (Co), но и в твердом растворе меди (Cu) и продуктах его распада (см. фиг. 4, табл. 2). Таким образом, проведенный эксперимент позволил сделать важный вывод о возможности получения в указанных условиях однофазного твердого раствора на основе меди (Cu) при доперитектическом содержании кобальта.

Такой состав сплава обеспечивает повышение его твердости в результате дисперсионного твердения. Первые этапы упрочнения происходят уже в процессе синтеза сплава. За счет этого твердость слоя Cu96Co4 мало отличается от твердости слоя Cu90Co10, где содержание кобальта в 2,5 раза выше (785 ± 15 и 840 ± 10 МПа соответственно).

Потенциал дальнейшего упрочнения сплава без огрубления структуры дендритами кобальта можно реализовать соответствующей термической обработкой, так как в решетке твердого раствора (Cu) еще осталась часть кобальта.



Фиг. 4. Микроструктура сплава 1 (а—д). На а — общий вид верхнего слоя (рамка охватывает площадь анализа состава); б — межслойная граница; на в и д: К — прекурсоры дендритов (Co); 1—7 — номера спектров РСМА в местах анализа состава (см. табл. 2)

Таблица 2

Состав Со-фаз в сплавах 1 и 2 по данным РСМА (фиг. 4, 5)

Место анализа	Площадь анализа, мкм ²	Содержание элемента				Примечание
		Со	Си	Со	Си	
		мас. %		ат. %		
Фиг. 4, а	4,8×3,6*	9,5	90,5	10,2	89,8	Весь шлиф
Фиг. 4, з, т.1	70×80	80,86	19,14	82,0	18,0	Прекурсоры дендритов (Со)
» , т.2	5×5	85,3	14,7	86,2	13,8	
» , т.3	5×5	85,3	14,7	86,2	13,8	
» , т.4	5×5	83,5	16,5	84,5	15,5	
» , т.5	100×50	2,9	97,1	3,1	96,9	(Cu)
» , т.6	5×5	84,3	15,7	85,3	14,7	Дендрит (Со)
» , т.7	5×5	83,7	16,3	84,7	15,3	
Фиг. 5, в, т.1	13×13	84,5	15,5	85,4	14,6	Прекурсоры дендритов (Со)
» , т.2	10×10	85,2	14,8	86,1	13,9	
» , т.3	10×10	84,6	15,4	85,5	14,5	
» , т.4	30×30	2,8	97,2	3,0	97,0	(Cu)
» , т.5	20×20	3,2	96,8	3,4	96,6	

*Площадь, мм².

Сплав 2. В сплаве сравнения, полученном в отсутствие вибрации, кобальт также в основном сохраняется в верхнем слое слитка. Однако относительная высота этого слоя меньше, чем в обработанном сплаве, примерно в 3 раза, а концентрация кобальта в указанном слое в 2,5 раза выше (примерный состав слоя по данным РСМА Cu75Co25 (мас. %)). Перерасчет общего химического состава показывает, что содержание кобальта в нижнем слое составляет ~1%. На фиг. 5 представлены фрагменты этой структуры.

В фазовом составе верхнего слоя Cu75Co25 аналогично сплаву 1 присутствуют как длинные дендриты (Co), так и прекурсоры дендритов (Co) (фиг. 5, см. табл. 2). Однако относительное содержание таких прекурсоров намного больше, чем в обработанном сплаве. Кроме того, нижний и средний слои сплава 2 отличаются от сплава 1 большим количеством пор (фиг. 5, *г*).

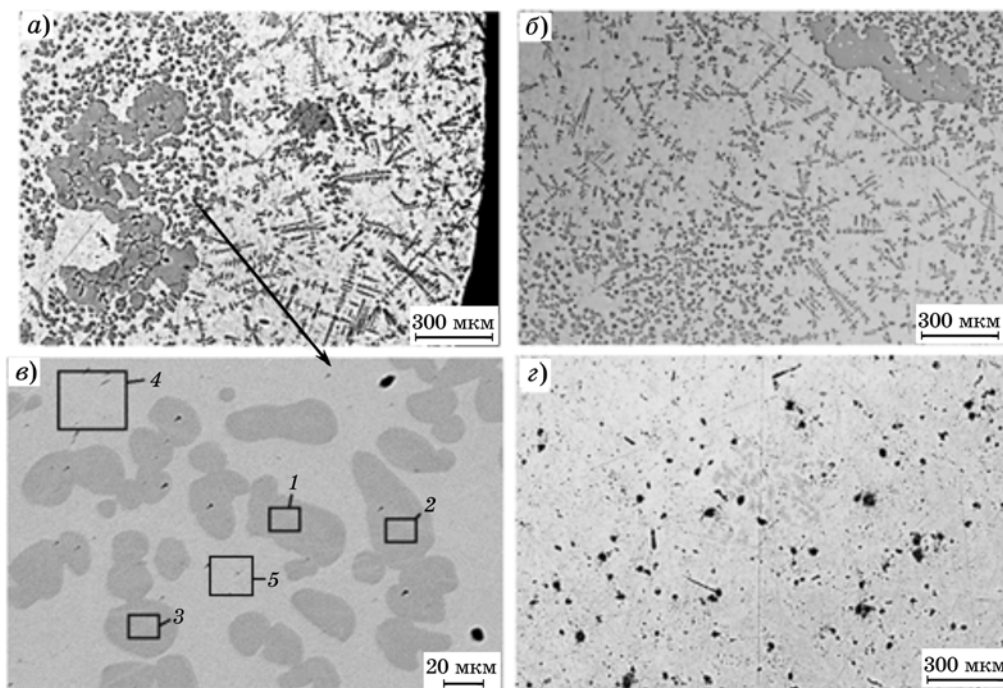
Сравнение структур сплавов 1 и 2 показывает, что однородное распределение кобальта в объеме расплава происходит только при воздействии НЧВ и при его содержании ниже перитектического значения (~5 мас. %) в виде твердого раствора (Cu) и продуктов его распада. В связи с этим в последующих экспериментах содержание кобальта изначально было выбрано в пределах этого содержания, а именно 4,5 мас. %.

Сплав 3. Загрузка порошка кобальта на поверхность слитка меди привела к распределению кобальта по высоте слитка, аналогичному таковому в сплаве 1. Однако в отличие от сплава 1 содержание кобальта и соответственно твердость (фиг. 6) несколько ниже; в структуре отсутствуют дендриты (Co) и межслойные границы.

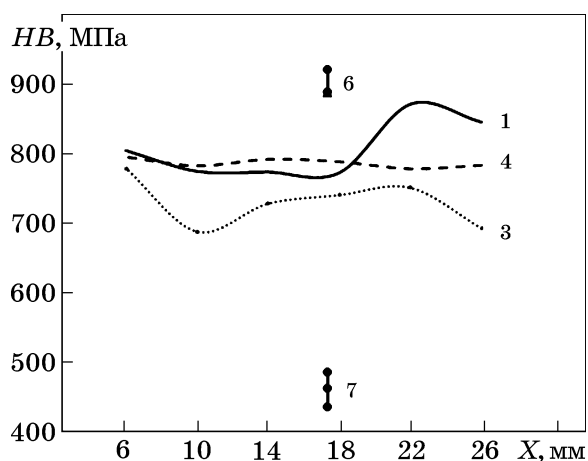
Сплав 4. При пропитке порошка кобальта, находящегося на дне тигля, при небольшом повышении температуры НЧВ получен сплав с наиболее равномерным распределением кобальта по всей высоте слитка. По данным РСМА общее содержание кобальта составило в верхней части слитка ~4,3 мас. %, в нижней — 4,5 мас. %. Измеренная твердость коррелирует с составом по данным РСМА.

Сравнительное распределение кобальта в сплавах демонстрирует изменение их твердости по высоте слитков (фиг. 6). Из графиков следует, что твердость всех сплавов значительно превышает твердость меди, а также твердость сплава $\text{Cu-4,5\% Ni}$, упрочненного никелем.

Максимальное значение твердости имеет сплав 6, полученный без вибрации при многократном МП расплава $\text{Cu-4,5\% Co}$ графитовым стержнем при 1400 °С. Это говорит о важности степени перегрева расплава. Однако сплав $\text{Cu-4,5\% Ni}$, полученный в аналогичных условиях, напротив, имеет самую низ-



Фиг. 5. Микроструктура сплава 2: *а*, *в*, *г* — вертикальный разрез слитка; *б* — то же, горизонтальный; 1—5 — номера спектров РСМА в местах анализа состава (см. табл. 2)



Фиг. 6. Твердость сплавов по высоте слитков 1, 3, 4, 6, 7 сплава (см. табл. 1). Сплавы 1, 3, 4 — продольный разрез слитков; 6, 7 — поперечный; X — расстояние от дна слитка

кую твердость, так как сплавы Cu-Ni не склонны к дисперсионному твердению [12]. Этот факт подтверждает наши предположения о важности потенциала дисперсионного упрочнения связующей матрицы для композитов WC-Cu-Me.

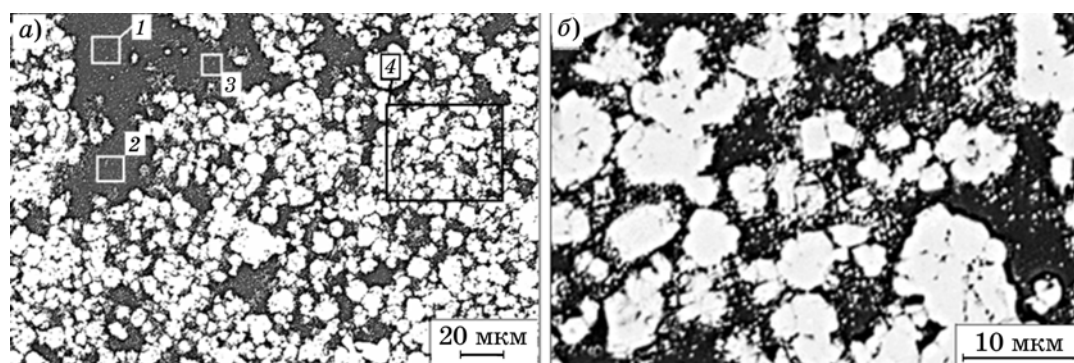
Сплав 5. Композиционный сплав WC-Cu-Co получен при НЧВ композиции WC/Co/Cu, в которой порошок кобальта расположен меж-

ду порошком WC и слитком меди, опущенным на дно тигля. Структура полученного сплава показана на фиг. 7.

Результаты анализа состава металлической матрицы композита представлены в табл. 3. Видно, что во всех участках матрицы, независимо от ее размеров и местоположения относительно скоплений WC, содержится некоторое количество кобальта (ниже перитектического значения). Это должно обеспечить повышение твердости матрицы без огрубления структуры как при синтезе композита, так и при соответствующей его обработке под дисперсионное твердение.

Обсуждение результатов. Характер распределения кобальта по высоте слитков сплавов Cu-Co, как следует из результатов экспериментов, зависит (при прочих равных условиях) от его содержания, от воздействия НЧВ, от геометрического положения слоев исходных компонентов и от температуры.

В общем случае на твердые частицы кобальта в расплаве меди действуют гравитационные силы, силы капиллярного давления, вибрационные силы, силы химического взаимодействия. Учесть и промоделировать все происходящие процессы крайне сложно.

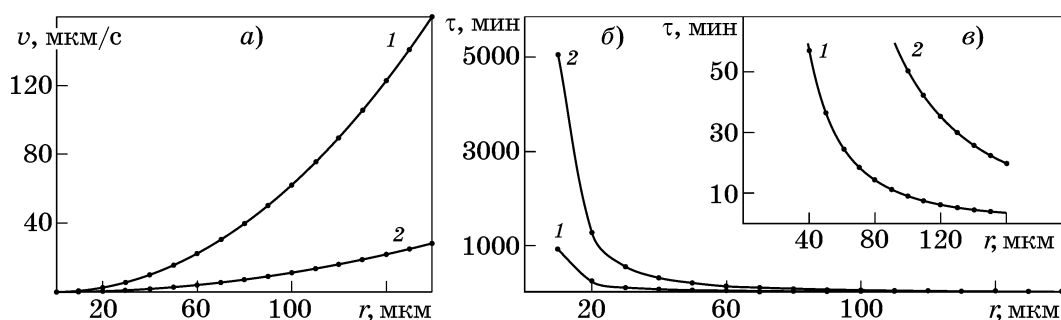


Фиг. 7. Фрагменты микроструктуры сплава 5: черная фаза — (Cu, Co); 1—4 — номера спектров РСМА в табл. 3

Таблица 3

Элементный состав фрагментов структуры композита 5 по данным РСМА (фиг. 7, а)

Место анализа на фиг. 7, а	Площадь анализа, мкм ²	Содержание элемента										Основная фаза
		Co	W	Cu	C	Cu/Co	Co	W	Cu	C	Cu/Co	
		мас. %					ат. %					
1	11×11	4,8	—	95,2	—	19,8	5,2	—	94,8	—	18,2	(Cu)
2	8×8	4,7	1,8	91,3	2,3	19,4	4,6	0,6	83,7	11,2	18,2	(Cu)
3	≤5×5	3,8	1,7	92,2	2,2	24,3	3,8	0,6	84,9	10,8	22,3	(Cu)
4	40×30	1,6	64,4	28,6	—	17,9	2,1	27,3	35,1	—	16,7	WC



Фиг. 8. Скорость v и длительность τ оседания частиц в расплаве по Стоксу: 1 — для шаров; 2 — для лепестков

Можно попробовать оценить влияние некоторых сил, используя закон Стокса для частиц, погруженных на поверхности расплава. Плотности кобальта и меди в твердом состоянии практически совпадают ($\sim 8,8$ и $8,9$ г/см³ соответственно), однако при расплавлении плотность меди становится меньше плотности кобальта ($\sim 8,0$ г/см³ при 1300 °С), что определяет возможность гравитационного оседания частиц. Расчеты можно провести для первого этапа экспериментов, пока частицы кобальта на поверхности расплава меди еще не растворились в ней.

Согласно уравнению Стокса распределение частиц по высоте расплава, т.е. их оседание в жидкости будет происходить со скоростью

$$v = Kgr^2(\rho_{\text{ч}} - \rho_{\text{ж}})/\mu, \quad (1)$$

где g — ускорение силы тяжести; r — радиус частицы; $\rho_{\text{ч}}$ — плотность вещества частицы; $\rho_{\text{ж}}$ — плотность жидкости; μ — коэффициент вязкости жидкости, K — коэффициент ($K \approx 0,222$ для шаров, $0,143$ для дисков и $0,040$ для чешуек).

Из фиг. 2 видно, что исходный порошок кобальта неоднороден по форме и размерам. По данным CAMSIZER распределение частиц кобальта по размерам имеет четыре максимума: при $\sim 60, 90, 140$ и 160 мкм (см. фиг. 2, в). В основном частицы кобальта образуют конгломераты разных размеров, близкие по форме к пористым шарам, состоящим из отдельных спекшихся лепестков. Следует ожидать, что растворение кобальта начнется с наиболее тонких перегородок и шары будут распадаться на лепестки. На фиг. 8 приведены результаты расчетов скорости и длительности оседания частиц возможных форм. Видно, что мелкие частицы ~ 10 мкм любой морфологии осядут на дно тигля за 1000—5000 мин, что значительно превышает

длительность эксперимента. Крупные сплошные шары размером 60—160 мкм осядут намного быстрее (за 5—60 мин), за время, уже сопоставимое с длительностью эксперимента. Однако в реальности скорости намного меньше.

При оседании частиц кобальта в расплаве протекают процессы обновления их поверхностей из-за взаимодействия кобальта и меди, что приводит постепенно к растворению частиц кобальта в меди. Из-за этого скорость оседания частиц в соответствии с уравнением (1) будет снижаться, так как размеры частиц уменьшаются, вязкость расплава (Cu, Co) возрастает, а разность плотностей — убывает. Кроме того, шары пористые, не сплошные, т.е. длительность их оседания также увеличивается. Таким образом, гравитационные силы нельзя считать основными движущими силами растворения кобальта и его распределения по объему расплава. Такой вывод подтверждает также эксперимент с размещением порошка кобальта на дно тигля-изложницы (сплав 4), в результате которого получено наиболее однородное распределение кобальта по всему расплаву (см. фиг. 6).

В связи с изложенным логично предположить, что наиболее важными активаторами процесса растворения кобальта в меди являются температурный перегрев расплава и/или низкочастотная вибрация, которые значительно активизируют диффузию, снимают кинетические затруднения на микро- и макроуровне.

Выводы. 1. Взаимодействие жидкой меди и частиц твердого кобальта при температуре выше линии ликвидуса, диффузионные процессы в расплаве, образование твердых растворов, кристаллизация дендритов (Co) из их прекурсоров активизируются предкристаллизационной низкочастотной вибрацией (НЧВ).

2. Впервые экспериментально показано, что в системе Cu-Co метастабильные образования («замороженные» области несмешиваемости двух жидкостей) являются прекурсорами дендритов (Co) и имеют с ними одинаковый состав: 81—85 мас.% Co.

3. Показана возможность упрочнения медной матрицы кобальтом в одностадийном процессе получения композитов WC-Cu-Co жидкофазной пропиткой некомпактированных порошков с применением НЧВ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. 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.
2. 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. Konishev, M. Sorokin, A.A. Mazilkin, M. Herrmann, A. Kaiser // Intern. J. Refract. Metals and Hard Mater. 2017. P.134—148.
3. Loginov, P.A. In situ observation of hardmetal deformation processes by transmission electron microscopy : in 2 parts. Pt. II : Deformation caused by tensile loads / P.A. Loginov, A.A. Zaitsev, I. Konyashin, D.A. Sidorenko, A.S. Orekhov, E.N. Avdeenko, E.A. Levashov // Intern. J. Refract. Metals and Hard Mater. 2019. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.105017>.
4. Garcia, J. Cemented carbide microstructures : a review / J. Garcia, V.C. Ciprés, A. Blomqvist, B. Kaplan // Intern. J. Refract. Metals & Hard Mater. 2019. P.40—68. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.12.004>.
5. Dias, M. WC-Cu thermal barriers for fusion applications / M. Dias, F. Guerreiro, E. Tejado, J.B. Correia, U.V. Mardolcar, M. Coelho, T. Palacios, J.Y. Pastor, P.A. Carvalho, E. Alves // Surf. Coat. Technol. 2018. P.222—226. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.02.086>.
6. 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.
7. Shinoda, 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.
8. 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. Refract. Metals & Hard Mater. 2019. Art.104990. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.104990>.
9. Bodrova, L.E. Smart-microstructures of composites for electrical contacts with frameless packing of Cr and W in copper / L.E. Bodrova, S.Yu. Melchakov, A.B. Shubin, E.Yu. Goyda // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2021. V.31. P.2773—2786. DOI : 10.1016/S1003-6326(21)65692-3.
10. Гойда, Э.Ю. Дугостойкость на воздухе сплавов WC-Cr₃C₂-Cu с бескаркасной упаковкой карбидов / Э.Ю. Гойда, И.О. Гилев, Л.Е. Бодрова, А.Б. Шубин // Перспективные материалы. 2022. №12. С.20—31. DOI : 10.30791/1028-978X-2022-12-20-31. — (Goyda E.Yu. Arc Resistance in Air of WC-Cr₃C₂-Cu Alloys with Frameless Packing of Carbides / E.Yu. Goyda, I.O. Gilev, L.E. Bodrova, A.B. Shubin // Inorgan. Mater. : Appl. Res. 2023. V.14. №2. P.479—487. ISSN 2075-1133. DOI : 10.1134/S2075113323020168).
11. 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 // Перспективные материалы. 2023. №9.
12. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник : в 3 т. / под ред. Н.П. Лякишева. — М. : Машиностроение, 1997. Т.2. 1024 с.
13. Когтенкова, О.А. Фазовые переходы смачивания границ зерен в перитектических сплавах медь—кобальт / О.А. Когтенкова, А.Б. Страумал, Н.С. Афоникина, А.А. Мазилкин, К.И. Колесникова, Б.Б. Страумал // ФТТ. 2016. Т.58. Вып.4. С.721—724.
14. Tolmachev, T.P. Mechanical alloying and fracture features of non-equilibrium Cu-Co alloys / T.P. Tolmachev, V.P. Pilyugin, A.M. Patselov, A.I. Ancharov, A.V. Inozemtsev // Diagnostics, Resource and Mechan. Mater. Struct. 2018. Is.6. P.18—26.
15. Исхаков, Р.С. Сплавы Co-Cu, полученные механическим сплавлением из порошковых прекурсоров с различной контактной поверхностью и энергонасыщенностью / Р.С. Исхаков, Л.А. Кузовникова, Е.А. Денисова, С.В. Комогорцев, А.Д. Бадаев // ФММ. 2009. Т.107. №5. С.513—519.
16. Ignat'ev, E. Low frequency technique for alloys production / E. Ignat'ev, E. Pastukhov, L. Bodrova. — Saarbrücken : LAP LAMBERT Akad. Publ., 2013. 170 p.