

УДК 669.38

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-1-12-20

Формирование структуры псевдосплавов Cu–W при различных методах их получения

© 2021 г. С.Г. Вадченко, Е.В. Суворова, Н.И. Мухина, И.Д. Ковалев, Е.В. Илларионова

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН (ИСМАН), г. Черноголовка, Россия

Статья поступила в редакцию 12.07.20 г., доработана 04.08.20 г., подписана в печать 06.08.20 г.

Аннотация: Проведено сравнение микроструктур сплавов, формирующихся при спекании смесей порошков вольфрама (ПВ2, средний размер частиц 3,8–6,0 мкм) и меди (ПМС-11, фракция 45–60 мкм), приготовленных различными методами – простым смешением порошков металлов; механической активацией (МА) порошков металлов; осаждением меди из раствора ее сульфата ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) на порошок вольфрама при одновременной механической активации. Молярное соотношение металлов в смесях Cu/W = 1. Водный раствор для осаждения меди включал диэтиленгликоль (до 30 %), глицерин (до 8 %), фтористоводородную кислоту (до 0,1 %), смачиватель ОП-10 (до 0,8 %). Механическую активацию проводили в планетарной мельнице АГО-2 при загрузке в барабаны по 200 г стальных шаров и скорости вращения барабанов 2220 об/мин в течение 5 мин. Восстановленная медь в растворе и на воздухе быстро окисляется до оксида Cu_2O , поэтому отмывку, сушку и хранение полученных композитных порошков проводили в атмосфере аргона. Спекание образцов, спрессованных из полученных порошков (таблетки диаметром 3 мм, высотой 1,5–2,0 мм и плотностью 7,7–8,0 г/см³), выполняли в аргоне при атмосферном давлении и температурах от 1000 до 1500 °С. При спекании композитных частиц Cu–W можно выделить несколько областей протекания процесса. При температурах меньше температуры плавления меди происходит «твердофазное» спекание в точках контакта композитных частиц. При нагреве образцов от температуры плавления до 1200 °С образцы из обычной смеси порошков металлов спекаются по жидкофазному механизму, образуя малопористый спек. Спекание композитных порошков, полученных МА при осаждении меди и МА смесей металлических порошков, приводит к расслоению образцов с образованием крупных пор, вытянутых перпендикулярно оси прессования и частично заполненных расплавом меди. При нагреве образцов, полученных МА порошков, выше 1400 °С происходит фазоразделение, и практически вся медь вытесняется из образца на поверхность.

Ключевые слова: псевдосплавы, осаждение меди из раствора, механическая активация, спекание, фазоразделение.

Вадченко С.Г. – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. лаборатории динамики микрогетерогенных процессов ИСМАН (142432, Московская обл., Ногинский р-н, г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 8).
E-mail: vadchenko@ism.ac.ru.

Суворова Е.В. – инженер лаборатории динамики микрогетерогенных процессов ИСМАН. E-mail: elsu1@mail.ru.

Мухина Н.И. – технолог лаборатории физического материаловедения ИСМАН. E-mail: muxinanina2012@yandex.ru.

Ковалев И.Д. – канд. физ.-мат. наук, науч. сотр. лаборатории рентгеноструктурных исследований ИСМАН.
E-mail: i2212@yandex.ru.

Илларионова Е.В. – инженер-исследователь лаборатории динамики микрогетерогенных процессов ИСМАН.
E-mail: alcheg@yandex.ru.

Для цитирования: Вадченко С.Г., Суворова Е.В., Мухина Н.И., Ковалев И.Д., Илларионова Е.В. Формирование структуры псевдосплавов Cu–W при различных методах их получения. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2021. Т. 15. № 1. С. 12–20. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-1-12-20.

Structure forming of Cu–W pseudoalloys prepared in different routes

S.G. Vadchenko, E.V. Suvorova, N.I. Mukhina, I.D. Kovalev, E.V. Illarionova

Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (ISMAN), Chernogolovka, Russia

Received 12.07.2020, revised 04.08.2020, accepted for publication 06.08.2020

Abstract: The microstructures of alloys formed during the sintering of tungsten powder mixtures (PV2, 3.8–6.0 μm average particle size) and copper (PMS-11, 45–60 μm fraction) prepared by various methods were compared. The methods included simple metal

powder mixing, mechanical activation (MA) of metal powders, copper precipitation from the solution of its sulfate ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) on tungsten powder with simultaneous mechanical activation. The molar ratio of metals in mixtures $\text{Cu}/\text{W} = 1$. An aqueous solution for copper deposition included diethylene glycol (up to 30 %), glycerin (up to 8 %), hydrofluoric acid (up to 0.1 %), wetting agent OP-10 (up to 0.8 %). Mechanical activation was carried out in an AGO-2 planetary mill with 200 g of steel balls charged into the drums rotating at 2220 rpm for 5 min. Reduced copper in the solution and in the air rapidly oxidizes to the Cu_2O oxide, so the composite powders obtained were washed, dried, and stored in an argon atmosphere. Samples pressed from the powders obtained (tablets 3 mm in diameter, 1.5–2.0 mm in height with a density of 7.7–8.0 g/cm³) were sintered in argon at atmospheric pressure and temperatures from 1000 to 1500 °C. During the sintering of Cu–W composite particles, several areas of the process can be distinguished. «Solid phase» sintering occurs at the contact points of composite particles at temperatures lower than the copper melting point. When samples are heated from the melting point to 1200 °C, samples are sintered by the liquid-phase mechanism from the conventional mixture of metal powders to form a low-porous cake. When composite powders obtained by MA during the copper deposition and MA of metal powder mixtures are sintered, samples are delaminated with the formation of large pores elongated perpendicular to the pressing axis and partially filled with copper melt. When samples obtained by powder MA are heated above 1400 °C, phase separation occurs and almost all copper is displaced from the sample to the surface.

Keywords: pseudo-alloys, copper deposition from solution, mechanical activation, sintering, phase separation.

Vadchenko S.G. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), leading researcher of Laboratory of dynamics of microheterogeneous processes of Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (ISMAN) (142432, Russia, Moscow region, Noginsk district, Chernogolovka, Academician Osip'yan str., 8). E-mail: vadchenko@ism.ac.ru.

Suvorova E.V. – engineer, Laboratory of dynamics of microheterogeneous processes, ISMAN. E-mail: elsu1@mail.ru.

Mukhina N.I. – technologist, Laboratory of materials science, ISMAN. E-mail: muxinanina2012@yandex.ru.

Kovalev I.D. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), researcher, Laboratory of X-ray investigation, ISMAN. E-mail: i2212@yandex.ru.

Illarionova E.V. – research engineer, Laboratory of dynamics of microheterogeneous processes, ISMAN. E-mail: alch@yandex.ru.

For citation: Vadchenko S.G., Suvorova E.V., Mukhina N.I., Kovalev I.D., Illarionova E.V. Structure forming of Cu–W pseudoalloys prepared in different routes. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2021. Vol. 15. No. 1. P. 12–20 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-1-12-20.

Введение

Вольфрам и медь практически нерастворимы друг в друге [1], и их псевдосплавы обладают свойствами обоих металлов. Благодаря этому псевдосплавы Cu–W наибольшее применение нашли в электротехнике, их также используют в металлообработке, аэрокосмической и атомной промышленности и др.

Псевдосплавы Cu–W получают различными методами: спеканием при омическом нагреве [2, 3], искровым плазменным [4, 5] и ударным [3, 6, 7] спеканием, жидкофазным спеканием [8] и инфильтрацией расплава меди [9, 10], осаждением из газовой фазы [11], лазерным синтезом [12], восстановлением смеси оксидов меди и вольфрама с твердофазным спеканием [13], самораспространяющимся высокотемпературным синтезом с использованием оксидов в качестве исходных реагентов [14].

Из-за большой разности плотностей меди и вольфрама получение однородной смеси этих металлов затруднительно. Поэтому одним из распространенных методов подготовки смеси для получения псевдосплавов Cu–W является высо-

коэнергетическая механическая обработка, или механическая активация (МА) [15–17]. В этом случае получают порошок из композитных частиц с различной структурой — вплоть до наноламинатной и аморфной. Для создания необходимых свойств в псевдосплавы часто вводят модифицирующие добавки [18].

При МА получаемые частицы, как правило, содержат неконтролируемую концентрацию примесей из материалов шаров и барабанов, влияние которых на свойства сплавов может быть как положительным, так и отрицательным. Уменьшить загрязнение целевого продукта можно снижением интенсивности МА и ее продолжительности, но при этом не будет достигнута необходимая степень однородности композитных частиц. Для уменьшения времени получения композитных частиц из псевдосплава Cu–W в данной работе использовали метод осаждения меди из раствора [19, 20] при одновременной механической активации.

Цель данной работы — сравнение структуры образцов, полученных при обычных способах

приготовления смесей меди с вольфрамом и применении метода осаждения меди с одновременной МА.

Методика экспериментов

В работе использовали 4 типа смесей с молярным соотношением $\text{Cu}/\text{W} = 1$ (доля меди — 25,7 мас.%, или 42,8 об.%). Способы их получения показаны в таблице.

Смесь 1 готовили осаждением меди из раствора ее сульфата на порошки вольфрама при одновременной механической активации смеси. Водный раствор для осаждения меди включал диэтиленгликоль (до 30 %), глицерин (до 8 %), фтористоводородную кислоту (до 0,1 %), смачиватель ОП-10 ($\text{C}_9\text{H}_{19}\text{C}_6\text{H}_4\text{O}(\text{C}_2\text{H}_4\text{O})_{10}\text{OH}$ — до 0,8 %). Концентрация $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ в растворе составляла 3,54 %, что при полном восстановлении меди на 3 г порошка вольфрама обеспечивало молярное соотношение $\text{Cu}/\text{W} = 1$. Порошок вольфрама (ПВ2, ТУ 14-22-143-2000, средний размер частиц 3,8—6,0 мкм) заливали 100 мл раствора, нагревали до 80 °С, при этом из раствора осаждалась часть меди. Полученную смесь переливали в барабаны планетарной мельницы АГО-2. Механическую активацию проводили при загрузке в барабаны по 200 г стальных шаров и скорости вращения барабанов 2220 об/мин в течение 5 мин. Поскольку медь из раствора легко осаждается на железо, шары и внутреннюю поверхность стальных барабанов предварительно покрывали медью из раствора ее сульфата. Восстановленная медь, обладающая высокой активностью, в растворе и на воздухе быстро окисляется до оксида Cu_2O , поэтому отмывку, сушку и хранение полученных композитных порошков проводили в атмосфере аргона.

Смесь 2 получали дополнительной МА в течение 5 мин из осушенной первой смеси.

Смесь 3 приготовлена смешением металличе-

ских порошков меди (ПМС-11, фракция 45—60 мкм, чистота 99,7 %) и вольфрама в течение 60 мин в смесителе типа «пьяная бочка».

Смесь 4 готовили из порошков металлов механическим активированием в течение 10 мин.

Спекание образцов проводили в аргоне при атмосферном давлении. Для этого из полученных порошков прессовали таблетки диаметром 3 мм, высотой 1,5—2,0 мм и плотностью 7,7—8,0 г/см³. Таблетки укладывали на плоскую термopару BP5/BP20 толщиной 30 мкм в тигель из нитрида бора, который лежал на графитовой ленте, нагреваемой электрическим током. Точность измерения температуры, определенная по реперным точкам плавления Zn, Al, Cu, составляла ± 10 °С. Рентгенофазовый анализ образцов проводили на дифрактометре ДРОН-3М (НПП «Буревестник», г. Санкт-Петербург) с использованием монохроматического CuK_α -излучения. Структуру и состав образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе LEO 1450 VP (Carl Zeiss, Германия) с системой энергодисперсионного анализа INCA Energy 300 (Oxford Instruments Analytical, Великобритания).

Результаты и их обсуждение

Результаты рентгенофазового анализа (РФА) порошков смесей вольфрама и меди показаны на рис. 1. По сравнению со смесью 3 (рентгенограмма 3) в смеси 1 (рентгенограмма 1) наблюдаются уширение пиков меди и уменьшение их интенсивностей, связанные с частичной аморфизацией меди. Такие же изменения происходят в смесях 2 и 4 (рентгенограммы 2 и 4). Это обусловлено тем, что осаждающиеся слои или частицы меди сразу же подвергаются деформации при ударах шаров. Нужно отметить, что механоактивация в растворе протекает в более мягких условиях, так как он играет роль смазки. По этой причине частицы

Исследуемые смеси

Mixtures investigated

Смесь	Способ получения смеси	Время смешения, мин	Время осаждения с МА, мин	Время МА осушенных порошков, мин
1	Осаждение меди и МА	—	5	—
2	Осаждение меди и МА	—	5	5
3	Смешение порошков меди и вольфрама	60	—	—
4	Активация порошков меди и вольфрама	—	—	10

вольфрама незначительно меняют свои размеры и форму. Заметное уширение пиков вольфрама при МА металлических порошков и осушенной смеси после осаждения меди происходит вследствие измельчения и увеличения дефектности решетки металла.

На рис. 2 показан характерный вид термограмм нагрева образцов, спрессованных из смесей порошков, полученных различными методами, а также образца из порошка меди. Во всех случаях на термограммах наблюдаются два плато: первое — при нагреве образца до температуры плавления меди ($t_{плCu}$), а второе — при охлаждении, его появление вызвано кристаллизацией меди. Известно, что температура начала кристаллизации зависит от скорости охлаждения и размера частиц. Для меди переохлаждение может быть от нескольких градусов до 236 °C [21, 22]. В нашем случае скорость охлаждения достигает 120 град/с, а переохлаждение наблюдается до 250 °C.

Структура образцов зависит от способа приготовления смеси и температуры спекания. При спекании композитных частиц Cu—W можно выделить несколько областей протекания процесса,

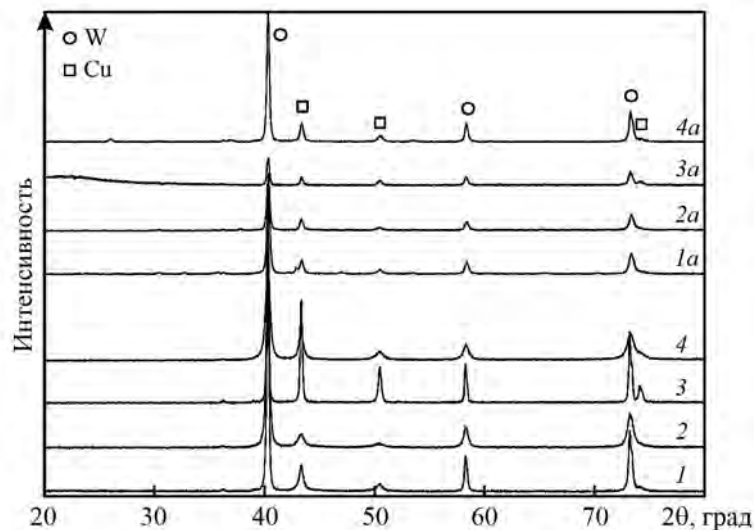


Рис. 1. Рентгенограммы исходных смесей (1–4) и продуктов спекания (1а–4а) при $t = 1200$ °C
Fig. 1. X-ray patterns of initial mixtures (1–4) and sintering products (1a–4a) at $t = 1200$ °C

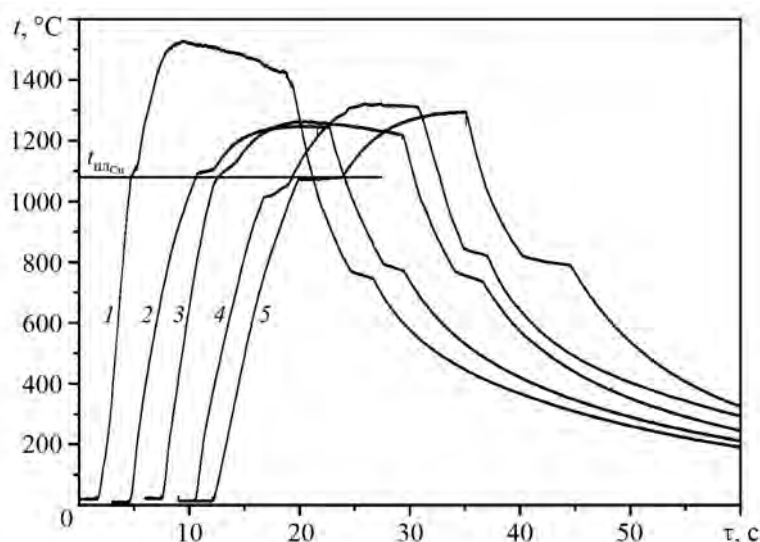


Рис. 2. Термограммы нагрева образцов, спрессованных из смесей 1–4 и порошка меди (5)
Fig. 2. Heating thermograms of samples pressed from mixtures 1–4 and copper powder (5)

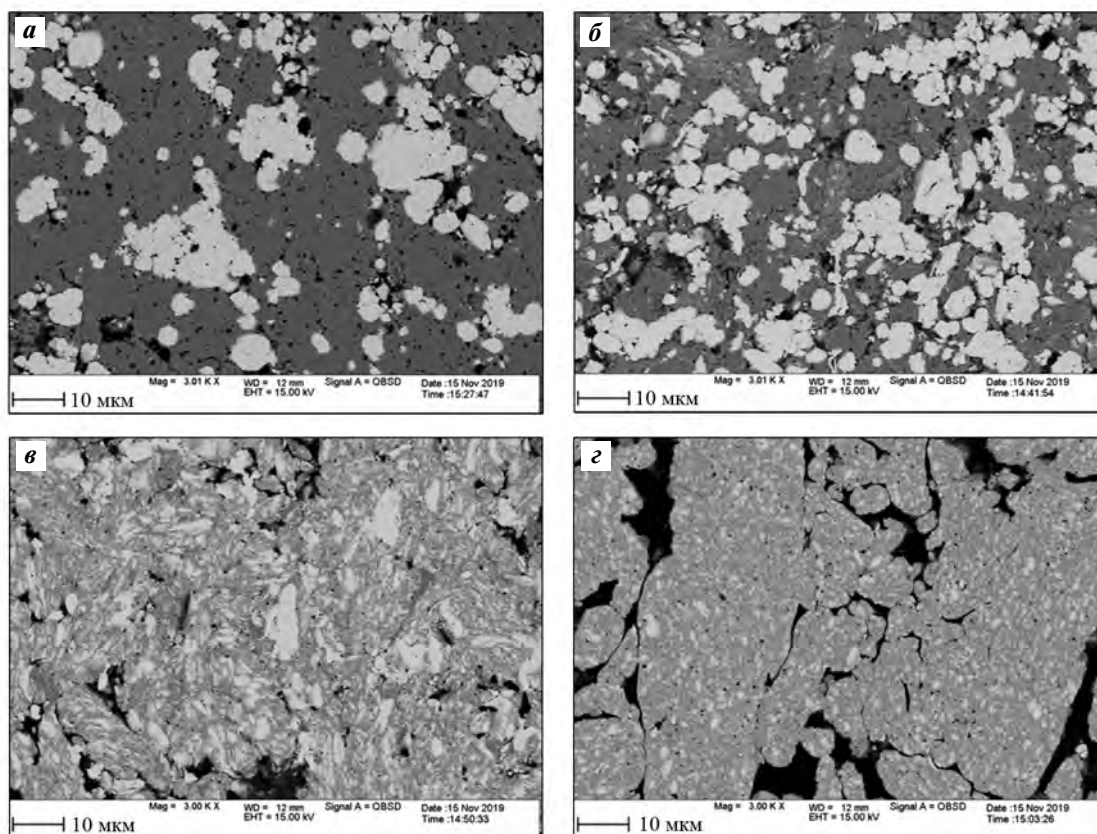


Рис. 3. Микроструктуры спеченных образцов

a – образец из смеси 3 ($t = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$); *б* – из смеси 1 ($1030\text{ }^{\circ}\text{C}$); *в* – из смеси 2 ($1030\text{ }^{\circ}\text{C}$); *г* – из смеси 4 ($1040\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Светлые области представляют собой частицы вольфрама, темные – меди

Fig. 3. Microstructures of sintered samples

a – mixture 3 sample ($t = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$); *б* – mixture 1 sample ($1030\text{ }^{\circ}\text{C}$); *в* – mixture 2 sample ($1030\text{ }^{\circ}\text{C}$); *г* – mixture 4 sample ($1040\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Light areas are tungsten particles, dark areas are copper particles

разделенных температурой плавления меди ($t_{\text{пл}}$) и температурой фазоразделения (t_f). При $t < t_{\text{пл}}$ происходит «твердофазное» спекание в точках контакта композитных частиц. На рис. 3 показаны структуры сечения образцов, спеченных при температурах ниже температуры плавления меди. Необходимо отметить, что наблюдаемая пористость образцов частично обусловлена малым временем спекания. В образцах из смесей 3 и 1 структуры образцов практически не отличаются (см. рис. 3, *a* и *б*). В образцах из смеси 4 размер частиц вольфрама значительно меньше, чем в образцах из смеси 2 (рис. 3, *в* и *г*). Это связано с более мягкими условиями активации в растворе.

В работах [7, 23] считается, что температура $900\text{--}1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ является оптимальной для спекания. В нашей работе мы наблюдали миграцию меди к поверхности образца при небольшом превышении температуры над $t_{\text{пл}}$ и формирование в сечении

образцов всех типов характерной структуры (рис. 4, *a*), где светлые области содержат более высокую концентрацию вольфрама. Миграция меди к поверхности при высоких температурах в образцах из смеси 4 приводит к вытеснению меди на поверхность (рис. 4, *б*). По-видимому, этот эффект проявляется только на начальных стадиях спекания и в образцах небольших размеров. При получении промышленных псевдосплавов Cu–W температура спекания обычно составляет около $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, а время спекания — несколько часов. При этом происходит гомогенизация сплава, и этот эффект не заметен. Рентгенограммы продуктов спекания при $t = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ показаны на рис. 1 (*1a—4a*). При спекании отмечено сужение ширины пиков, что обусловлено переходом частично аморфизированной меди в кристаллическое состояние (за исключением смеси 3). Наблюдаемые различия в интенсивностях пиков для исходных и спеченных образцов

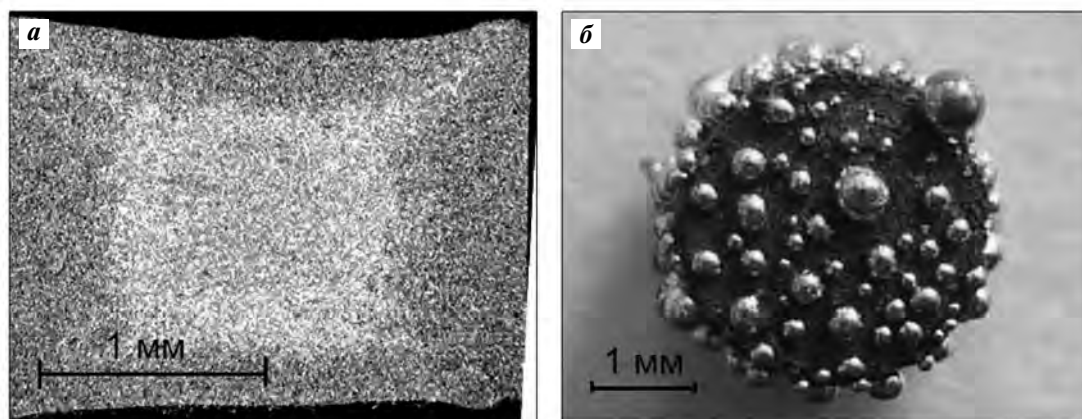


Рис. 4. Сечение образца, спеченного из смеси 1 при $t = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ с}$ (а) и внешний вид образца, спеченного из смеси 4 при $t = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ с}$ (б)

Fig. 4. Section of sample sintered from mixture 1 at $t = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ с}$ (a) and appearance of sample sintered from mixture 4 at $t = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 40\text{ с}$ (b)

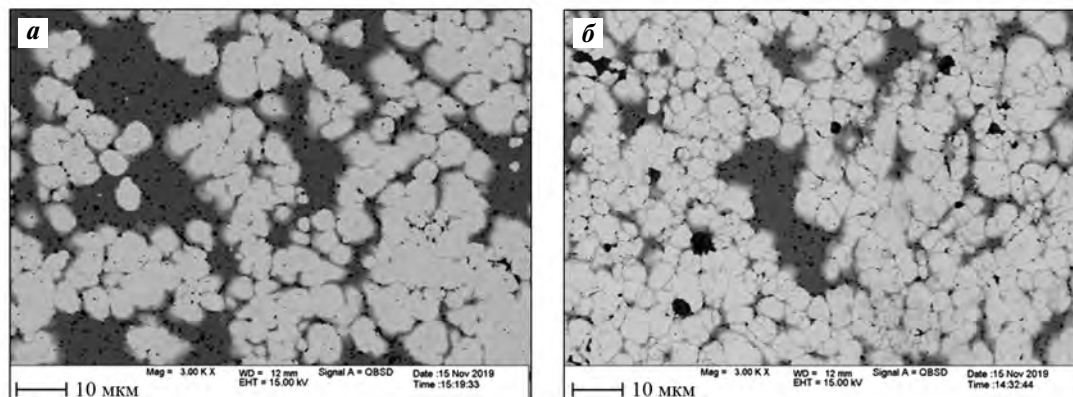


Рис. 5. Микроструктуры спеченных образцов Cu–W

а – образец 3а ($t = 1130\text{ }^{\circ}\text{C}$); б – образец 1а ($t = 1180\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Светлые области представляют собой частицы вольфрама, темные – медная матрица

Fig. 5. Microstructures of Cu–W sintered samples

а – sample 3а ($t = 1130\text{ }^{\circ}\text{C}$); б – sample 1а ($t = 1180\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Light areas are tungsten particles, dark areas are copper matrix

связаны с тем, что РФА образцов 1а и 2а снимали на порошках, а образцы 3а не поддаются истиранию и РФА делали на спеченных компактных образцах. Образцы 4а также трудно истираются, и порошок включал в себя чешуйки меди.

При нагреве образцов до $t = t_{\text{пл}} + 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ образцы 3 спекаются по жидкофазному механизму, образуя малопористый спек. При этих температурах микроструктуры образцов 3а и 1а отличаются незначительно (рис. 5). Размер частиц вольфрама в сплаве 1а стал меньше и сравним с размером частиц в сплаве 4а. Причиной этого может быть диспергирование вольфрама в расплаве меди за счет

расклинивающего эффекта жидкости и химического диспергирования из-за примесей [24].

Спекание образцов из смеси 2 приводит к их расслоению с образованием крупных пор, вытянутых перпендикулярно оси прессования и частично заполненных расплавом меди (рис. 6, а, б). Поры образуются по ряду причин: низкая исходная плотность образцов, недостаточное время спекания, перераспределение концентрации меди в образце. Кроме того, из-за термического расширения расплав меди занимает на 6 % больший объем [25]. При охлаждении и кристаллизации меди (при достаточно жестком вольфрамовом каркасе

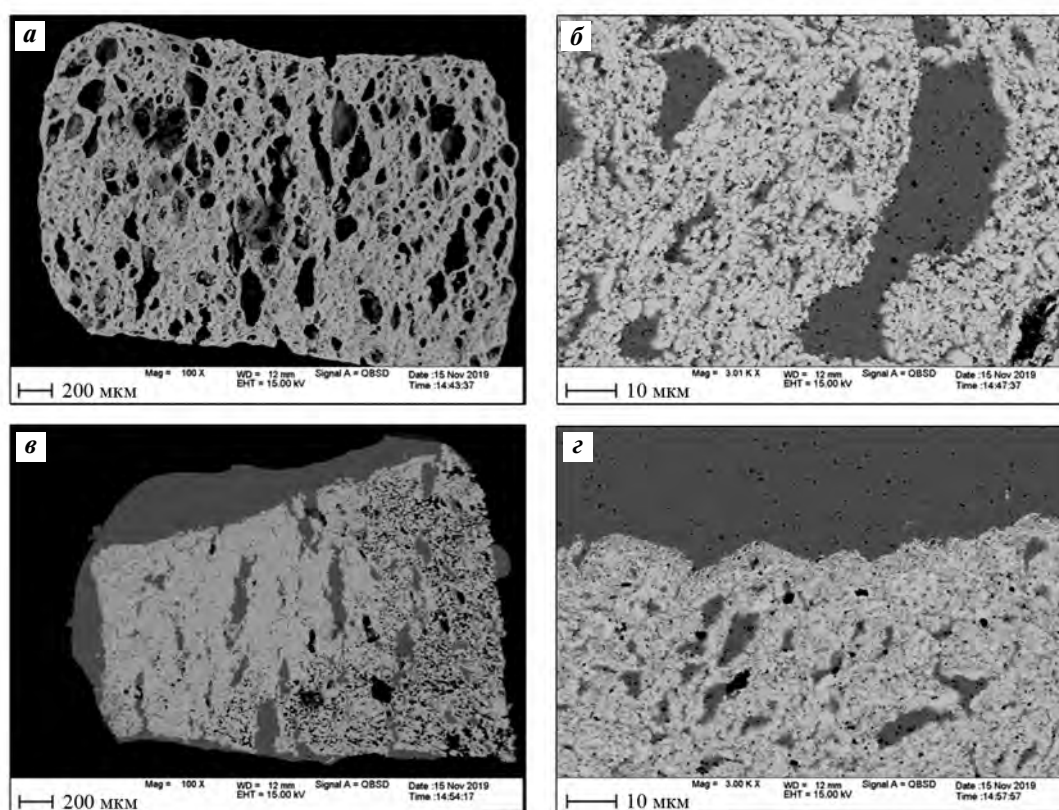


Рис. 6. Фотографии сечения спеченных образцов и соответствующих микроструктур

a, б – образец 2*a* ($t = 1380^\circ\text{C}$); *в, г* – образец 4*a* ($t = 1410^\circ\text{C}$)

Светлые области представляют собой частицы вольфрама, темные – меди

Fig. 6. Section photographs of sintered samples and corresponding microstructures

a, б – sample 2*a* ($t = 1380^\circ\text{C}$); *в, г* – sample 4*a* ($t = 1410^\circ\text{C}$)

Light areas are tungsten particles, dark areas are copper particles

с меньшим, чем у меди, коэффициентом температурного расширения) это приводит к дополнительному увеличению пористости. Температура образца при инфильтрации расплава меди обычно составляет около 1150°C [26], при этом получают равномерную структуру материала. В образцах 4 из МА-смесей порошков меди и вольфрама при температурах выше 1200°C происходит фазоразделение. Поры заполняются расплавом меди, и начинается ее вытеснение на поверхность сначала в виде отдельных капель без изменения диаметра образца (см. рис. 4, б), а при $t > 1400^\circ\text{C}$ практически вся медь вытесняется из образца на поверхность (рис. 6, в, г). Фазоразделение характерно только для образцов из смесей, полученных механоактивацией металлических порошков W и Cu. Это явление наблюдалось также при спекании МА-смесей металлических порошков Cr и Cu [20]. В то же время при нагреве образцов до 1500°C из смесей 1–3 медь на поверхность образцов не вытес-

няется. Известно, что смачиваемость вольфрама медью при нагреве улучшается. Согласно [27], при повышении температуры от 1150 до 1330°C краевой угол между вольфрамом и расплавом меди уменьшается от 25 до 15 град. Причина наблюдаемого ухудшения смачиваемости вольфрама расплавом меди и ее вытеснения на поверхность при высоких температурах в МА-смесях порошков металлов не установлена.

Закключение

Проведенные эксперименты показали, что осаждением меди из раствора ее сульфата на порошок вольфрама при одновременной механической активации смеси можно получать композитные порошки Cu–W. Спекание полученных таким способом композитных порошков при температурах от температуры плавления меди до 1200°C формирует структуру, сравнимую со структурой,

получаемой при МА порошков меди и вольфрама, и более мелкозернистую, чем при спекании обычных смесей этих металлов. В то же время, в связи с высокой химической активностью осаждаемой меди и ее быстрым окислением на воздухе, этот метод получения композитных порошков на данном этапе работы очевидных преимуществ не дает. Обнаружено фазоразделение при спекании МА-смесей порошков меди и вольфрама при температурах выше 1200 °С, в то время как для смесей, полученных в данной работе другими методами, при спекании до температуры 1500 °С фазоразделения не происходит.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-03-00438.

Для выполнения исследований было привлечено оборудование Распределенного центра коллективного пользования ИСМАН.

Acknowledgments: *The study was carried out under financial support of the Russian Foundation for Basic Research as part of Scientific Project No. 18-03-00438. The studies were conducted using the equipment of the ISMAN distributed Common Use Center.*

Литература/References

1. Hiroaki Okamoto. Desk handbook — phase diagrams for binary alloys. 2-nd ed. Ohio, USA: 2010. 44073-0002. www.asminternational.org.
2. Zhou Zhangjian, Kwon Y.S. Fabrication of W—Cu composite by resistance sintering under ultra-high pressure. *J. Mater. Process. Technol.* 2005. Vol. 168. No. 1. P. 107—111. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.11.008.
3. Zhou Z.J., Du J., Song S.X., Zhong Z.H., Ge C.C. Microstructural characterization of W/Cu functionally graded materials produced by a one-step resistance sintering method. *J. Alloys Compd.* 2007. Vol. 428. No. 1—2. P. 146—150. DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.03.073.
4. Gupta R., Kumar R., Chaubey A., Kanpara S., Khirwadkar S., Bhoi B. Development of W—Cu functionally graded material by Spark Plasma Sintering Process for plasma facing component application. *Trans. Powder Metall. Assoc. India.* 2017. Vol. 43. No. 2. P. 55—61.
5. Zhou Z.J., Song S.X., Du J., Zhong Z.H., Ge C.C. Performance of W/Cu FGM based plasma facing components under high heat load test. *J. Nucl. Mater.* 2007. Vol. 363—365. P. 1309—1314. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2007.01.184>.
6. Jiang G.S., Wang Z.F., Gu Y., Zhang Q.W., Gao Y., Kuang K. Fabrication of electronic packaging grade Cu—W materials by high-temperature and high-velocity compaction. *IEEE Trans. Compon. Packag. Manufact. Technol.* 2012. Vol. 2. No. 6. P. 1039—1042.
7. Крячко Л.А., Лаптев А.В., Толочин А.И., Бега Н.Д., Евич Я.И., Головкова М.Е., Лебедь А.В. Структура и свойства композита W—50%(об.)Cu, полученного с применением порошка вольфрама, активированного размолом в шаровой мельнице. *Электр. контакты и электроды*. Киев: ИПМ НАН Украины, 2014. С. 75—89. <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/103988>. Kryachko L.A., Laptev A.V., Tolochin A.I., Bega N.D., Evich Ya.I., Golovkova M.E., Lebed A.V. The structure and properties of the composite W—50%(vol.)Cu, prepared using a tungsten powder, activated by grinding in a ball mill. *Elektricheskie kontakty i elektrody*. Kiev: IPM NAS of Ukraine, 2014. P. 75—89 (In Russ.).
8. Johnson J.L., Brezovsky J.J., German R.M. Effects of tungsten particle size and copper content on densification of liquid-phase-sintered W—Cu. *Metall. Mater. Trans. A.* 2005. Vol. 36. P. 2807—2814. <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0277-y>.
9. Ghaderi Hamidi A., Arabi H., Rastegari S. Tungsten—copper composite production by activated sintering and infiltration. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2011. Vol. 29. No. 4. P. 538—541. DOI: 1016./j.ijrmhm.2011.03.009.
10. Jedamzik R., Neubrand A., Rödel J. Functionally graded materials by electrochemical processing and infiltration: application to tungsten/copper composites. 2000. *J. Mater. Sci.* Vol. 35. P. 477—486. <https://doi.org/10.1023/A:1004735904984>.
11. Dirks A.G., Van den Broek J.J. Metastable solid solutions in vapor deposited Cu—Cr, Cu—Mo, and Cu—W thin films. *J. Vac. Sci. Technol. A.* 1985. Vol. 3. P. 2618. <https://doi.org/10.1116/1.572799>.
12. Dongdong Gu. Laser additive manufacturing of high-performance materials. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2015. DOI: 10.1007/978-3-662-46089-4.
13. Ardestani M., Rafiei M., Salehian S., Reza Raoufi M., Zakeri M. Compressibility and solid-state sintering behavior of W—Cu composite powders. *Sci. Eng. Compos. Mater.* 2015. Vol. 22. No. 3. P. 257—261. DOI: 10.1515/secm-2013-0159.
14. Aydinyan S.V., Kirakosyan H.V., Zakaryan M.K., Abovyan L.S., Kharatyan S.L., Peikrishvili A., Mamniashvili G., Godibadze B., Chagelishvili E. Sh., Lesuer D.R., Gutierrez M. Fabrication of Cu—W nanocomposites by integration of self-propagating high-temperature synthesis and hot explosive consolidation technologies. *Eur. Chem.-Technol. J.* 2018. No. 4. P. 301—309. <http://dx.doi.org/10.18321/ectj763>.
15. Ding L., Xiang D.P., Li Y.Y., Li C., Li J.B. Effects of sintering temperature on fine-grained tungsten heavy alloy pro-

- duced by high-energy ball milling assisted spark plasma sintering. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2012. Vol. 33. P. 65–69. <http://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.02.017>.
16. Maneshian M.H., Simchi A., Razavi Hesabi Z. Structural changes during synthesizing of nanostructured W–20wt.%Cu composite powder by mechanical alloying. *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. Vol. 445–446. P. 86–93. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.005>.
 17. Чуви́льде́ев В.Н., Нохрин А.В., Баранов Г.В., Москвичева А.В., Лопатин Ю.Г., Котков Д.Н., Благовещенский Ю.В., Козлова Н.А., Шотин С.В., Коньчев Д.А., Пискунов А.В. Исследование структуры и механических свойств нано- и ультрадисперсных механоактивированных вольфрамовых псевдосплавов. *Физика тв. тела. Вестн. Нижегор. ун-та.* 2010. No. 2 (1). С. 47–59. *Chuvil'deev V.N., Nokhrin A.V., Baranov G.V., Moskvicheva A.V., Lopatin Yu.G., Kotkov D.N., Blagoveshchenskii Yu.V., Kozlova N.A., Shotin S.V., Konychev D.A., Piskunov A.V.* Investigation of the structure and mechanical properties of nano- and ultrafine mechanically activated tungsten pseudo-alloys. *Fizika tverdogo tela. Vestnik Nizhny Novgorod University.* 2010. No. 2 (1). P. 47–59 (In Russ.).
 18. Yang X., Zou J., Xiao P., Wang X. Effects of Zr addition on properties and vacuum arc characteristics of Cu–W alloy. *Vacuum.* 2014. Vol. 106. P. 16–20. <http://doi.org/10.1016/j.vacuum.2014.03.009>.
 19. Вадченко С.Г., Суворова Е.В., Мухина Н.И., Ковалев И.Д. Осаждение меди из раствора ее сульфата на порошок титана с одновременной механической активацией смеси. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2020. No. 1. С. 4–10. DOI: [dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-10](https://doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-10). *Vadchenko S.G., Suvorova E.V., Mukhina N.I., Kovalev I.D.* Copper deposition from its sulfate solution onto titanium powder with simultaneous mechanical activation of mixture. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Universities' Proceedings. Powder Metallurgy and Functional Coatings).* 2020. No. 1. P. 4–10 (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-10>.
 20. Вадченко С.Г., Суворова Е.В., Мухина Н.И., Ковалев И.Д., Илларионова Е.В. Получение псевдосплавов CuCr осаждением меди из раствора на порошки хрома при одновременной механической активации смеси. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2020. No. 4. С. 14–21. <https://dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-14-21>. *Vadchenko S.G., Suvorova E.V., Mukhina N.I., Kovalev I.D., Illarionova E.V.* Preparation of CuCr pseudo-alloys by deposition of copper from a solution onto chromium powders with simultaneous mechanical activation of the mixture. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Universities' Proceedings. Powder Metallurgy and Functional Coatings).* 2020. No. 4. P. 14–21 (In Russ.). <https://dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-14-21>.
 21. Жеребцов Д.А., Арчугов С.А., Михайлов Г.Г. Калибровка термопар по точке плавления меди. *Изв. Челяб. науч. центра УрО РАН.* 1999. No. 2. С. 91–100. *Zherebtsov D.A., Archugov S.A., Mikhailov G.G.* Calibration of thermocouples at the melting point of copper. *Izvestiya Chelyabinskogo nauchnogo tsentra UrO RAN.* 1999. No. 2. P. 91–100 (In Russ.).
 22. Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. М.: Мир, 1967. *Winegard W.C.* An introduction to the solidification of metals. London, 1964.
 23. Gomes U.U., Da Costa F.A., Da Silva A.G.P. On sintering of W–Cu composite alloys. In: *Powder Metallurgical High Performance Materials: Proc. 15th Int. Plansee Seminar (Reutte, Austria, May 2001).* Vol. 1. Reutte, Austria: High Performance P/M Metals, 2001. P. 177–189.
 24. Игнат'ева Т., Боровинская И. Chemical dispersion as a method for segregation of ultrafine and nanosized powders of SHS refractory compounds. *Eur. Chem.-Technol. J.* 2013. Vol. 15. P. 111–116. DOI: 10.18321/ectj148.
 25. Прасицкий Г.В., Инюхин М.В. Параметры и техника получения теплоотводящих материалов для полупроводниковых приборов. *Наукоемкие технологии.* 2014. Т. 15. No. 2. С. 10–19. *Prasitskii G.V., Inyukhin M.V.* Parameters and techniques for the production of heat sink materials for semiconductor devices. *Naukoemkie tekhnologii.* 2014. Vol. 15. No. 2. P. 10–19 (In Russ.).
 26. Hafeed I., Azizan A., Azmi R. Enhanced liquid-phase sintering of W–Cu composites by liquid infiltration. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2014. Vol. 43. P. 222–226. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.12.004>.
 27. Локтюшин В.А., Адаменко Н.А., Гуревич Л.М. Контактные взаимодействия в композиционных материалах: Учеб. пос. Волгоград: ВолгГТУ, 2003. *Loktyushin V.A., Adamenko N.A., Gurevich L.M.* Contact interactions in composite materials. Volgograd: Volgograd State Technical University, 2003 (In Russ.).