

УДК 669.38

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-14-21

Получение псевдосплавов CuCr осаднением меди из раствора на порошки хрома при одновременной механической активации смеси

© 2020 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. Мерджанова РАН (ИСМАН), г. Черноголовка, Россия

Статья поступила в редакцию 16.01.20 г., доработана 10.03.20 г., подписана в печать 13.03.20 г.

Аннотация: Для получения композитных частиц CuCr использован метод осаждения меди из раствора ее сульфата на частицы порошка хрома при одновременной механической активации (МА) смеси в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в течение 5 мин. Концентрация $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ в растворе при полном восстановлении меди обеспечивала молярное соотношение $\text{Cu}/\text{Cr} = 1$. Осажденная мелкокристаллическая медь обладает высокой активностью и на воздухе быстро окисляется до оксида Cu_2O , поэтому отмывку, сушку и хранение полученных композитных порошков проводили в атмосфере аргона. После сушки дополнительно выполняли МА смеси в течение 5 мин. При МА в растворе начинают формироваться композитные частицы с ламинатной структурой. Из полученных порошков прессовали таблетки диаметром 3 мм, высотой до 1,5 мм и плотностью 4,2–4,5 г/см³. Образцы спекали в атмосфере аргона при температуре 700–1400 °С. Для сравнения микроструктур также спекали образцы из смесей порошков металлов Cr и Cu с объемным соотношением хрома и меди 50 : 50, полученных простым смешением в фарфоровой ступке в течение 20 мин и МА длительностью 10 мин. В зависимости от температуры нагрева можно выделить три области формирования структуры сплава. При температурах нагрева ниже температуры плавления эвтектики композитные частицы спекаются в отдельных точках. При температурах нагрева выше температуры ликвидуса осуществляются плавление и фазоразделение сплава; одна часть образца состоит из меди, обогащенной хромом, другая – из хрома, обогащенного медью. При промежуточных температурах нагрева происходит жидкофазное спекание, сопровождающееся фазоразделением. Частицы хрома, обогащенные медью, приобретают сферическую форму и находятся в медной матрице, обогащенной хромом. Сравнение спеченных в одинаковых условиях образцов из смесей порошков, полученных разными способами, показало, что более равномерную и мелкозернистую структуру имеют образцы с осажженной медью.

Ключевые слова: псевдосплавы, осаждение меди, 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: alch@yandex.ru.

Для цитирования: Вадченко С.Г., Суворова Е.В., Мухина Н.И., Ковалев И.Д., Илларионова Е.В. Получение псевдосплавов CuCr осаднением меди из раствора на порошки хрома при одновременной механической активации смеси. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2020. No. 4. С. 14–21. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-14-21.

Preparation of CuCr pseudo-alloys by deposition of copper from a solution onto chromium powders with simultaneous mechanical activation of the mixture

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 16.01.2020, revised 10.03.2020, accepted for publication 13.03.2020

Abstract: CuCr composite particles were obtained using the method of copper deposition from the solution of its sulfate onto chromium powder particles with the simultaneous mechanical activation (MA) of the mixture in an AGO-2 planetary ball mill for

5 minutes. $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ concentration in the solution with complete copper reduction provided a molar ratio of $\text{Cu}/\text{Cr} = 1$. Since deposited fine crystalline copper is highly active and rapidly oxidizes to Cu_2O oxide in air, the obtained composite powders were washed, dried, and stored in an argon atmosphere. After drying, the mixture was subjected to additional MA for 5 minutes. Composite particles with a laminate structure begin to form in the solution during MA. Tablets were pressed with a diameter of 3 mm, height of up to 1.5 mm, and density of 4.2–4.5 g/cm^3 from the powders obtained. Samples were sintered in an argon atmosphere at 700–1400 °C. For comparison of microstructures, samples were also sintered from mixtures of Cr and Cu metal powders with a volume ratio of chromium to copper of 50 : 50 obtained by simple mixing in a porcelain mortar for 20 minutes and MA for 10 minutes. Three areas of the alloy structure formation can be distinguished depending on the heating temperature. At heating temperatures below the eutectic melting point, composite particles are sintered at certain points. At heating temperatures above the liquidus temperature, the alloy melts with its phases separated; one part of the sample consists of copper enriched in chromium, and the other part consists of chromium enriched in copper. At intermediate heating temperatures, liquid phase sintering occurs accompanied by phase separation. Copper-enriched chromium particles become spherical and are located in a chromium-enriched copper matrix. Comparison of samples sintered under the same conditions from powder mixtures obtained by different methods showed that a more uniform and fine-grained structure is obtained in samples with deposited copper.

Keywords: pseudo-alloys, copper deposition, 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: alchg@yandex.ru.

For citation: 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 (Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2020. No. 4. P. 14–21 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-14-21.

Введение

Бинарные псевдосплавы меди с хромом обладают, наряду с хорошей электропроводностью, высокой прочностью и эрозионной стойкостью. Благодаря этим свойствам данные материалы используются для производства вакуумных прерывателей в электротехнических цепях [1, 2].

Синтез сплавов Cr—Cu осуществляют различными методами спекания, горячего прессования, индукционной плавки, дуговым переплавом, вакуумным напылением [3–7]. Одним из часто применяемых способов получения сплавов является механическое сплавление, достигаемое при высокоэнергетической механической обработке смесей порошков металлов, или механической активации (МА), при которой происходит образование композитных, нанокристаллических или аморфных порошков [8–12]. Для модификации поверхности, улучшающей электропроводность и твердость быстро отверждаемых сплавов Cu—Cr, применяют методы обработки лазером и высокоинтенсивным электронным пучком [13, 14]. Свойства сплавов

Cr—Cu зависят от способа их получения, структуры и примесей [15–19]. Химическое осаждение металлов из растворов на порошки не используют, так как получаются, как правило, непрочные покрытия.

Цель данной работы заключалась в разработке комбинированного метода, включающего восстановление меди из раствора $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ на порошке хрома при одновременной механической активации для получения композитных порошков, и сравнении микроструктур спеченных образцов из смесей Cr—Cu, полученных различными способами.

Методика экспериментов

Водный раствор для восстановления меди включал диэтиленгликоль (до 30 %), глицерин (до 8 %), фтористоводородную кислоту (до 0,25 %) и 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 11,5 %. При расходе 30 мл раствора на 1 г

порошка хрома (ПХ1С, фракция менее 30 мкм, чистота 99,1 %) при полном восстановлении меди такая концентрация обеспечивала молярное соотношение $\text{Cu}/\text{Cr} = 1$.

Порошок хрома (3 г) 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. Так как медь из раствора легко осаждается на железо, шары и внутреннюю поверхность стальных барабанов предварительно покрывали медью из раствора ее сульфата. Восстановленная медь обладает высокой активностью, и в растворе, и на воздухе быстро окисляется до оксида Cu_2O , поэтому отмывку, сушку и хранение полученных композитных порошков проводили в атмосфере аргона. Часть полученного осушенного композитного порошка дополнительно активировали в течение 5 мин. При такой продолжительности проведения МА происходило незначительное натирание железа, не обнаруживаемое рентгеновским анализом. Микрорентгеноспектральный анализ показал в смеси наличие отдельных частиц железа, отколовшихся от шаров и стенок барабанов. Спекание полученных порошков проводили по методике [20]. Для этого из них прессовали таблетки диаметром 3 мм, высотой 1,5 мм и плотностью 4,2–4,5 г/см³, которые укладывали в тигель из нитрида бора на плоскую термоду с толщиной спая 30 мкм. Тигель нагревали в аргоне при атмосферном давлении.

Для сравнения микроструктур образцов из порошков, полученных МА с восстановлением меди, также спекали образцы из смесей порошков металлов Cr и Cu (ПМС-11, фракция 45–60 мкм, чистота 99,7 %) с объемным соотношением хрома к меди 50 : 50, приготовленных простым смешением в фарфоровой ступке в течение 20 мин и МА длительностью 10 мин.

Результаты и их обсуждение

При осаждении меди с одновременной МА смеси образующаяся мелкокристаллическая медь обладает высокой активностью и частично окисляется до оксида Cu_2O . При нагреве полученного порошка в микроволновой печи мощностью 800 Вт в атмосфере аргона в течение 5 мин оксид восстанавливался до металлической меди (рис. 1).

На рис. 2 показаны рентгенограммы смесей порошков, полученных различными методами. Рентгенограммы обычных смесей металличе-

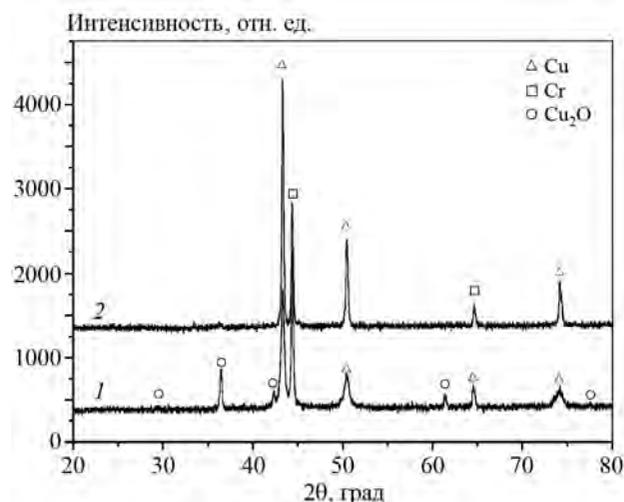


Рис. 1. Рентгенограммы композитного порошка – после осаждения меди с одновременной механической активацией (1) и после восстановления порошка (2)

Fig. 1. X-ray patterns of composite powder – after copper deposition with simultaneous mechanical activation (1) and after powder recovery (2)

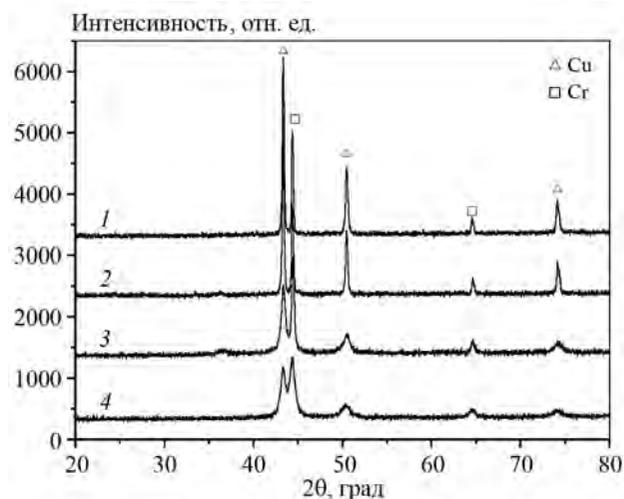


Рис. 2. Рентгенограммы смесей Cr–Cu

1 – обычная смесь металлических порошков Cr и Cu
2 – после МА хрома в растворе $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$
3 – после дополнительной МА осушенной смеси
4 – после МА металлических порошков Cr и Cu

Fig. 2. X-ray patterns of Cr–Cu mixtures

1 – standard mixture of Cr and Cu metal powders
2 – after MA of chromium in the $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ solution
3 – after additional MA of the dried mixture
4 – after MA of Cr and Cu metal powders

ких порошков (1) и смесей, полученных при МА с осаждением меди из раствора (2), практически одинаковы. Таким образом, при МА раствора CuSO_4 с хромом происходит в основном осаждение мелкокристаллической меди. При дополнительной МА осушенных порошков, полученных осаждением (3), и МА смеси металлических порошков (4) наблюдаются уменьшение интенсивности пиков меди и их уширение за счет увеличения концентрации дефектов и частичной аморфизации меди и хрома.

На рис. 3 представлены термограммы нагрева образцов, спрессованных из порошка меди и из смесей порошков, полученных различными методами.

Для сравнения на рис. 3 показана термограмма нагрева образца из порошка меди, используемого для получения композитных частиц CrCu методом МА. Нагрев образцов до температур выше температуры плавления меди приводил к их спеканию в течение 20–30 с. При этом на термограммах проявляются горизонтальные участки, близкие к температуре плавления меди, и участки, соответствующие кристаллизации сплава. Отличие температуры плавления образцов из смесей по-

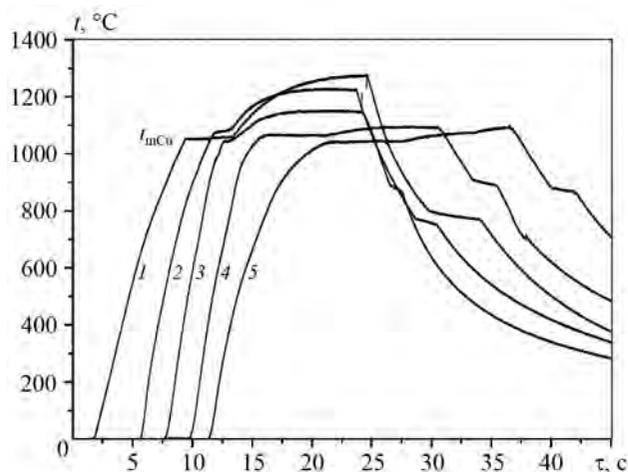


Рис. 3. Термограммы нагрева образцов, спрессованных из порошка меди и из смесей Cr–Cu
1 – Cu; 2 – обычная смесь металлических порошков Cr и Cu
3 – после МА хрома в растворе $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$
4 – после дополнительной МА осушенной смеси
5 – после МА металлических порошков Cr и Cu

Fig. 3. Heating thermograms of samples pressed from copper powder and Cr–Cu mixtures

1 – Cu; 2 – standard mixture of Cr and Cu metal powders
3 – after MA of chromium in the $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ solution
4 – after additional MA of the dried mixture
5 – after MA of Cr and Cu metal powders

рошков, полученных различными методами, от температуры плавления применяемой меди составляет $\pm 10^\circ\text{C}$ и лежит в пределах точности используемого в работе метода измерения. Образец, спрессованный из порошка меди, нагретый выше температуры плавления, приобретает сферическую форму. Несмотря на плавление меди, содержащейся в сплаве Cr–Cu, образцы при нагреве до $t = 1400^\circ\text{C}$ сохраняют свою форму за счет каркаса из частиц хрома, но при спекании уменьшаются их диаметр и высота. Согласно диаграмме состояния системы Cr–Cu [21], в меди растворяется менее 1,6 ат.% хрома, а температура плавления образующейся эвтектики 1075°C немного ниже температуры плавления меди $t_{\text{mCu}} = 1084,87^\circ\text{C}$. Выше этой температуры до температуры ликвидуса t_L твердые частицы хрома находятся в расплаве меди.

Уменьшение размеров образца при спекании приводит к его смещению относительно измерительной термодомы, поэтому наблюдается большой разброс температуры кристаллизации. Наблюдаемая температура кристаллизации в среднем на 200°C ниже температуры плавления меди. Известно, что при больших скоростях охлаждения (10^{10} град/с) температура кристаллизации микронных частиц меди может понижаться на $200\text{--}500^\circ\text{C}$ [22]. В работе [23] установлено, что переохлаждение расплава может достигать 210°C . В нашем случае средняя скорость охлаждения образцов до начала кристаллизации была достаточно высока ($\sim 10^2$ град/с), а размер зоны расплава составлял $1\text{--}10$ мкм. Эти факторы, по-видимому, являются одной из причин значительного переохлаждения расплава меди, и ее кристаллизация начинается значительно ниже температуры плавления.

Осаждение меди и МА в растворе приводят к формированию композитных частиц. Толщина отдельных слоев хрома после МА составляет $1\text{--}10$ мкм, но в частицах меди, образовавшихся в результате механического сплавления, уже наблюдаются многочисленные включения частиц хрома (рис. 4, а).

В зависимости от температуры нагрева можно выделить три области формирования структуры сплава. При температурах нагрева ниже температуры плавления эвтектики ($t < t_L$, область 1) происходит твердофазное спекание на отдельных контактах между частицами (рис. 4, а), но слои хрома сохраняют форму. Повышение температуры спека-

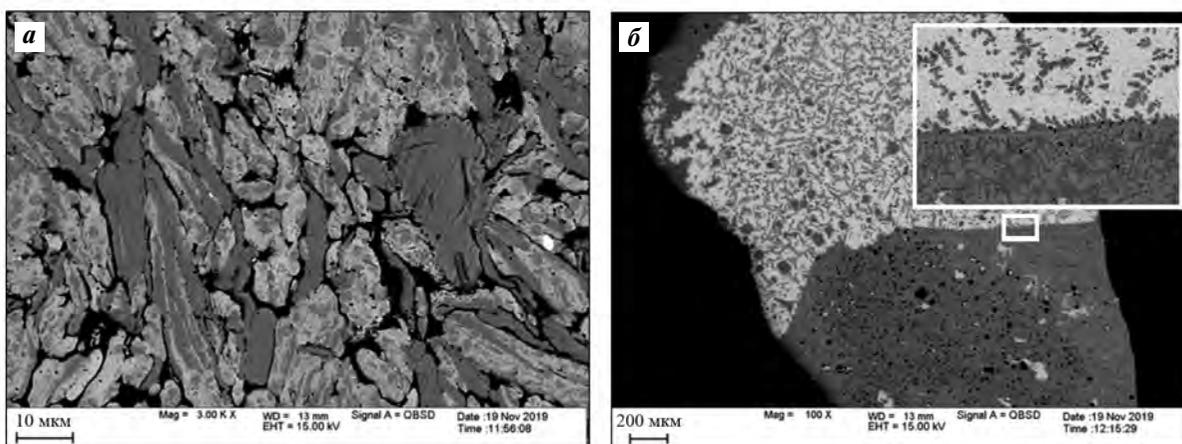


Рис. 4. Образцы, спеченные из порошка хрома после 5 мин МА в растворе $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ при $t < t_{\text{mCu}}$ (**а**), а также из порошков металлов после 10 мин МА при $t > t_L$ (**б**)

Светлые области – медь, темные – хром
Серые дендриты – хром, обогащенный медью

Fig. 4. Samples sintered from chromium powder after 5 min MA in the $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ solution at $t < t_{\text{mCu}}$ (**a**), as well as from metal powders after 10 min MA at $t > t_L$ (**b**)

Light areas – copper, dark areas – chromium
Grey dendrites – copper-enriched chromium

ния выше температуры ликвидуса ($t > t_L$, область 2) приводит к фазоразделению расплава (рис. 4, б). В этом случае в расплаве меди остается незначительное количество частиц хрома, имеющих форму дендритов, — появление аналогичных структур при фазоразделении наблюдали в работе [23]. В части расплава, обогащенной хромом, также содержатся дендриты. При температуре $t > t_L$ система метастабильна и при охлаждении разделяется на расплав, обогащенный медью, и расплав, обогащенный хромом [24]. Структура образующегося сплава зависит от скорости охлаждения [25]. Согласно [23], в расплаве меди, обогащенном хромом, при быстром охлаждении подавляется рост мелких зародышей и формируется фаза в виде частиц сферической формы. При медленном охлаждении хром выпадает в виде дендритов. Интенсивная МА, как и закалка продуктов из расплава, приводит к образованию пересыщенных твердых растворов. Согласно [8], при получении сплава методом МА растворимость хрома в твердом растворе на основе меди не превышает 30 ат.%. В работе [26] отмечается, что при быстром охлаждении расплава возможно образование пересыщенного твердого раствора с концентрацией хрома до 4—5 ат.%. В работе [27] показано, что при длительном механическом сплавлении растворимость хрома в меди увеличивается до

7 мас.%. Таким образом, по данным различных источников, возможно значительное пересыщение концентрации хрома в меди.

При нагреве образцов до температур $t_L < t < t_{\text{mCu}}$ (область 3) происходит жидкофазное спекание, но, как отмечалось выше, форма образцов сохраняется. Структура образцов, спеченных из порошка, полученного МА с осаждением меди (рис. 5, б), отличается от структуры образца из обычной смеси наличием большого количества мелких частиц хрома, выделившихся из композитных частиц (см. рис. 4, а).

Растворение хрома в расплаве меди приводит к сглаживанию поверхности крупных частиц хрома, в результате чего они приобретают форму, близкую к сферической. Средний размер частиц хрома в сплавах, полученных из порошка с осажденной медью (рис. 5, б, в), не превышает или меньше размеров частиц в соответствующих сплавах, полученных спеканием из обычных и механически активированных порошков меди и хрома (рис. 5, а, в).

Заключение

Проведенные эксперименты показали возможность получения композитных порошков Cu—Cr при осаждении меди из раствора ее сульфата и одновременной механической активации смеси с по-

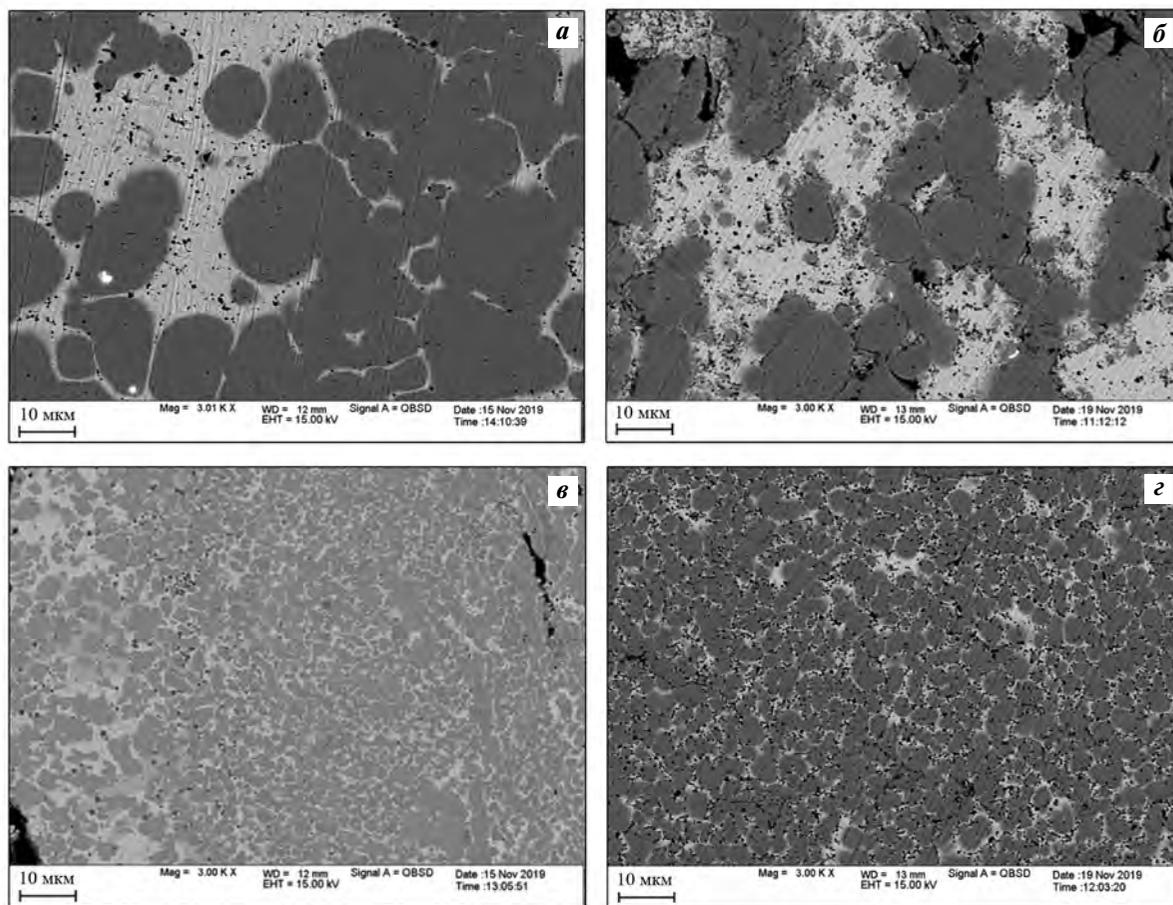


Рис. 5. Микроструктуры образцов, спеченных при $t = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60\text{ с}$
а – из обычной смеси металлических порошков Cr и Cu; **б** – после МА хрома в растворе $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$
в – после дополнительной МА осушенной смеси; **з** – после МА металлических порошков Cr и Cu
 Светлые области – медь, темные – хром

Fig. 5. Microstructures of samples sintered at $t = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60\text{ s}$
a – from the standard mixture of Cr and Cu metal powders; **б** – after MA of chromium in the $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ solution
в – after additional MA of the dried mixture; **з** – after MA of Cr and Cu metal powders
 Light areas – copper, dark areas – chromium

рошком хрома. Осаждение мелкокристаллической меди способствует формированию композитных частиц, но из-за ее высокой химической активности сушку полученного порошка необходимо вести в инертной среде. Сравнение спеченных в одинаковых условиях образцов из смесей порошков, полученных разными способами, показало, что более равномерная и мелкозернистая структура наблюдается в образцах, полученных предложенным методом.

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

Для выполнения исследований было привлечено оборудование распределенного Центра коллективного пользования ИСМАН.

Funding: *The study was carried out under financial support of the Russian Foundation for Basic Research as part of Project № 18-03-00438.*

The studies were conducted using the equipment of the ISMAN distributed Common Use Center.

Литература/References

1. *Kojima H., Nishimura R., Okudo H., Sato H., Saito H., Noda Y.* Conditioning mechanism of Cu—Cr electrode based on electrode surface state under impulse voltage in vacuum. *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.* 2011. Vol. 18. No. 6. P. 2108—2114. DOI: 10.1109/TDEI.2011.6118651.
2. *Zhang C., Yang Z., Wang Y., Ding B.* Properties of nanocrystalline CuCr50 contact material. *Adv. Eng. Mater.*

2005. Vol. 7. No. 12. P. 1114—1117. DOI: 10.1002/adem.200500139.
3. Shkodich N.F., Rogachev A.S., Vadchenko S.G., Moskovskikh D.O., Sachkova N.V., Rouvimov S., Mukasyan A.S. Bulk Cu—Cr nanocomposites by high-energy ball milling and spark plasma sintering. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 617. P. 39—46. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.07.133>.
 4. Chang S.-H., Chen S.-H., Huang K.-T., Liang C. Improvement in sintering characteristics and electrical properties of Cr₆₀Cu₄₀ alloy targets by hot isostatic pressing treatment. *Powder Metall.* 2013. Vol. 56. No. 1. P. 77—82. DOI: 10.1179/1743290112Y.0000000038.
 5. Dobatkin S.V., Gubicza J., Shangina D.V., Bocharov N.R., Tabachkova N.Y. High strength and good electrical conductivity in Cu—Cr alloys processed by severe plastic deformation. *Mater. Lett.* 2015. Vol. 153. P. 5—9. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2015.03.144>.
 6. Zhang C., Yang Z., Wang Y., Ding B., Guo Y. Preparation of CuCr25 contact materials by vacuum induction melting. *J. Mater. Process. Technol.* 2006. Vol. 178. P. 283—286. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.04.010>.
 7. 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.* 1985. Vol. A3. P. 2618—2622. <https://doi.org/10.1116/1.572799>.
 8. Чердынцев В.В., Калошкин С.Д., Сердюков В.Н., Томилин Н.А., Шелехов Е.В. Кинетика механического сплавления в несмешивающейся системе Cu₅₀Cr₅₀. *Физика металлов и металловедение.* 2004. Т. 97. No. 4. С. 71—78.
Cherdyntsev V.V., Kaloshkin S.D., Serdyukov V.N., Tomilin N.A., Shelekhov E.V. Kinetics of mechanical alloying in the immiscible system Cu₅₀Cr₅₀. *Fizika metallov i metallovedenie.* 2004. Vol. 97. No. 4. P. 71—78 (In Russ.).
 9. Рогачев А.С., Кусков К.В., Московских Д.О., Усенко А.А., Орлов А.О., Шкодич Н.Ф., Алымов М.И., Мукасян А.С. Влияние механического активирования на тепло- и электропроводность спеченных порошков Cu, Cr и композита Cu/Cr. *ДАН.* 2016. Т. 468. No. 5. С. 508—511. DOI: 10.7868/S0869565216170114.
Rogachev A.S., Kuskov K.V., Moskovskikh D.O., Usenko A.A., Orlov A.O., Shkodich N.F., Alymov M.I., Mukasyan A.S. Effect of mechanical activation on thermal and electrical conductivity of sintered Cu, Cr, and Cu/Cr composite powders. *Dokl. Phys.* 2016. Vol. 61. P. 257—260. DOI: 10.1134/S1028335816060082.
 10. Fang Q., Kang Z., Gan Y., Long Y. Microstructures and mechanical properties of spark plasma sintered Cu—Cr composites prepared by mechanical milling and alloying. *Mater. Des.* 2015. Vol. 88. P. 8—15. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.127>.
 11. Fang Q., Kang Z. An investigation on morphology and structure of Cu—Cr alloy powders prepared by mechanical milling and alloying. *Powder Technol. Ser. A.* 2015. Vol. 270. P. 104—111. DOI: 10.1016/j.powtec.2014.10.010.
 12. Patra S., Mondal K. Densification behavior of mechanically milled Cu—8 at % Cr alloy and its mechanical and electrical properties. *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.* 2014. Vol. 24. P. 608—622. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2014.10.006>.
 13. Song-Hua Si, Hui Zhang, Yi-Zhu He, Ming-Xi Li, Sheng Guo. Liquid phase separation and the aging effect on mechanical and electrical properties of laser rapidly solidified Cu_{100-x}Cr_x alloys. *Metals.* 2015. No. 5. P. 2119—2127. DOI: 10.3390/met5042119.
 14. Chai Lin Jiang, Zhou Zhi Ming, Xiao Zhi Pei, Tu Jian, Wang Ya Ping, Huang WeiJiu. Evolution of surface microstructure of Cu—50Cr alloy treated by high current pulsed electron beam. *Sci. China. Tech. Sci.* 2015. Vol. 58. P. 462—469. DOI: 10.1007/s11431-015-5774-7.
 15. Rogachev A.S., Kuskov K.V., Shkodich N.F., Moskovskikh D.O., Orlov A.O., Usenko A.A., Karpov A.V., Kovaliev I.D., Mukasyan A.S. Influence of high-energy ball milling on electrical resistance of Cu and Cu/Cr nanocomposite materials produced by Spark Plasma Sintering. *J. Alloys Compd.* 2016. Vol. 688. P. 468—474. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.07.061>.
 16. Кусков К.В., Седегов А.С., Новицкий А.П., Ненанушев А.А., Московских Д.О., Шкодич Н.Ф., Рогачев А.С., Мукасян А.С. Влияние содержания хрома в нанокристаллическом псевдосплаве медь—хром на его структуру и свойства. *Росс. нанотехнологии.* 2017. Т. 12. No. 1—2. С. 32—37.
Kuskov K.V., Sedegov A.S., Novitskii A.P., Nenanushev A.A., Moskovskikh D.O., Shkodich N.F., Rogachev A.S., Mukasyan A.S. Influence of chromium in nanocrystalline copper—chromium pseudoalloy on its structure and properties. *Nanotechnologies in Russia.* 2017. Vol. 12. Iss. 1—2. P. 40—48. DOI: 10.1134/S1995078017010074.
 17. Weichan C., Shuhua L., Xiao Z., Xianhui W., Xiaohong Y. Effect of Mo addition on microstructure and vacuum arc characteristics of CuCr50 alloy. *Vacuum.* 2011. Vol. 85. P. 943—948. DOI: 10.1016/j.vacuum.2011.02.001.
 18. Sheibani S., Heshmati-Manesh S., Ataie A. Influence of Al₂O₃ nanoparticles on solubility extension of Cr in Cu by mechanical alloying. *Acta Mater.* 2010. Vol. 58. P. 6828—6834. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.09.012>.

19. Yang Z., Zhang Q., Zhang Ch., Sun Y., Ding B. Influence of microstructure of CuCr25 cathode on the motion of vacuum arc spots. *Phys. Lett.* 2006. Vol. A 353. P. 98—100. DOI: 10.1016/j.physleta. 2005.12.023.
20. Vadchenko S.G., Boyarchenko O.D., Shkodich N.F., Rogachev A.S. Thermal explosion in various Ni—Al systems: Effect of mechanical activation. *Int. J. SHS.* 2013. Vol. 22. No. 1. P. 60—64. DOI: 10.3103/S1061386213010123.
21. Hiroaki Okamoto. Desk handbook — Phase diagrams for binary alloys. 2-nd ed. Ed. *ASM Int. Mater. Park. Ohio. USA.* 2010. P. 276. 44073-0002. www.asminternational.org.
22. Александров В.Д., Александрова В.Н., Баранников А.А., Добраца Н.В., Малиновская Н.Е., Фролова С.А. Плавление и кристаллизация капель меди, серебра и золота. *Письма в ЖТФ.* 2001. Т. 27. Вып. 6. С. 86—89. Aleksandrov V.D., Aleksandrova V.N., Barannikov A.A., Dobritsa N.V., Malinovskaya N.E., Frolova S.A. Melting and crystallization of copper, silver, and gold droplets. *Tech. Phys. Lett.* 2001. Vol. 27. Iss. 3. P. 258—259. <https://doi.org/10.1134/1.1359845>.
23. Gao J., Wang Y.P., Zhou Z.M., Kolbe M. Phase separation in undercooled Cu—Cr melts. *Mater. Sci. Eng.* 2007. Vol. A. No. 449—451. P. 654—657. DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.379.
24. Zhiming Zhou, Tao Zhou, Linjiang Chai, Jian Tu. Microstructure and liquid phase separation of CuCr alloys treated by high current pulsed electron beam. *Mater. Res.* 2015. Vol. 18. Suppl. 1. São Carlos Nov. Epub. Oct. 23. 2015. <http://dx.doi.org/10.1590/1516-1439.323714>.
25. Wang Y., Song X., Sun Z., Zhou X., Guo J. The solidification of CuCr alloys under various cooling rates. *Mater. Sci. Poland.* 2007. Vol. 25. No. 1. P. 199—207. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(06\)60367-1](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(06)60367-1).
26. Hauf U., Kauffmann A., Kauffmann-Weiss S., Feilbach A., Boening M., Mueller F.E.H., Hinrichsen V., Heilmaier M. Microstructure formation and resistivity change in CuCr during rapid solidification. *Metals.* 2017. Vol. 7. Iss. 11. P. 478. DOI:10.3390/met7110478.
27. Sheibani S., Heshmati-Manesh S., Ataie A. Synthesis of nano-crystalline Cu—Cr alloy by mechanical alloying. *Int. J. Modern Phys. Conf. Ser.* 2012. Vol. 5. P. 496—501. DOI: 10.1142/S2010194512002395.