ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ
MATERIAL PROCESS ENGINEERING

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)
УДК 621.793
DOI: 10.18503/1995-2732-2021-19-2-40-49

РЕАЛИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЯ МЕДЬ-ВОЛЬФРАМ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

Латфулина Ю.С.[1], Дубенская М.[2], Самодурова М.Н.[1], Трофимов Е.А.[1], Барков Л.А.[1]

[1] Южно-Уральский государственный университет (НИУ), Челябинск, Россия
[2] Национальная инженерная школа Сент-Этьена ENISE, Сент-Этьен, Франция

Аннотация. Работа посвящена изучению микроструктуры и свойствам композитных покрытий системы Cu-W, наносимых методом холодного газодинамического напыления (ХГН). Рассматриваемый процесс позволяет получать высококачественные покрытия из различных видов материалов. ХГН широко используется и исследуется благодаря технологической простоте, широкому спектру напыляемых материалов и рабочим температурам. В данном процессе частица с высокой скоростью ударяется о подложку, чтобы вызвать сильную пластическую деформацию и затем создать покрытие. Благодаря низкой температуре и высокой скорости по сравнению с термическим напылением, процесс холодного напыления все чаще используется в промышленности для нанесения защитных покрытий. Характеристики осаждения частиц, формирование покрытия при холодном напылении отличаются от термического напыления. Многие теоретические исследования процесса холодного напыления способствуют развитию высокоэффективных покрытий, что делает процесс холодного напыления популярной областью исследований. Однако существуют некоторые технологические проблемы, которые возникают при напылении материалов с низкими температурами плавления. Во время размягчения частицы прилипают к стенкам технологической оснастки (насадке) и блокируют распыление. На практике эта проблема решается с помощью добавления керамических частиц и распылительную смесь порошков. В результате сформированное покрытие будет обладать лучшими механическими свойствами, и технологическая задача будет решена. В работе выполнен обобщенный анализ результатов исследований микроструктуры и практических экспериментов, а также выполнено сравнение с другими методами нанесения покрытий. Приведена экспериментальная методика подготовки образцов и используемое оборудование. Показаны микроструктура до и после термообработки напыленных образцов, измерения микротвердости и теплопроводности.

Ключевые слова: холодное газодинамическое напыление, нанесение покрытий, медь, вольфрам, порошок.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках субсидии на финансовое обеспечение выполнения государственного задания (фундаментальное научное исследование), договор № FENU-2020-0020 (2020071ГЗ).

© Латфулина Ю.С., Дубенская М., Самодурова М.Н., Трофимов Е.А., Барков Л.А., 2021

Для цитирования

Реализация процесса нанесения покрытия медь-вольфрам методом холодного газодинамического напыления / Латфулина Ю.С., Дубенская М., Самодурова М.Н., Трофимов Е.А., Барков Л.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2021. Т.19. №2. С. 40–49. https://doi.org/10.18503/1995-2732-2021-19-2-40-49

Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

IMPLEMENTATION OF A COPPER-TUNGSTEN COATING BY COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING

Latfulina Yu.S.[1], Doubenskaia M.[2], Samodurova M.N.[1], Trofimov E.A.[1], Barkov L.A.[1]

[1]South Ural State University (NRU), Chelyabinsk, Russia
[2]National Engineering School of Saint-Etienne ENISE, Saint-Etienne, France

Abstract. This paper is devoted to the study of the microstructure and properties of composite coatings of the Cu-W system applied by cold gas-dynamic spraying (CS). The process under consideration makes it possible to obtain high-quality coatings from different types of materials. CS is widely used and studied due to its technological simplicity, a wide range of sprayed materials and operating temperatures. In this process, a particle hits the substrate at high velocity to produce a strong plastic deformation and then creates a coating. Due to lower temperature and higher velocity than thermal spraying, the cold spray process is increasingly being used in the industry for protective coatings. The characteristics of particle deposition and coating formation in cold spraying are different from thermal spraying. Many theoretical studies of the cold spray process have contributed to the development of high performance coatings, making cold spray a popular research area. However, there are some technological challenges that arise when spraying low melting point materials. During softening, particles stick to the walls of the tooling (nozzle) and block spraying. In practice, this problem is solved by adding ceramic particles and spraying powder mixture. As a result, the formed coating will have better mechanical properties, and the technological problem will be solved. The paper summarizes the results of microstructure studies and practical experiments and compares them with other methods of coating deposition. The experimental method of sample preparation and the equipment used are given. The paper shows the microstructure before and after thermal treatment of sprayed samples, and measurements of microhardness and thermal conductivity.

Keywords: cold gas-dynamic spraying, coating, copper, tungsten, powder.

The research was funded by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation as part of the grant for performance of a state assignment (basic research), contract No. FENU-2020-0020 (2020071GZ).

For citation

Latfulina Yu.S., Doubenskaia M., Samodurova M.N., Trofimov E.A., Barkov L.A. Implementation of a Copper-Tungsten Coating by Cold Gas-Dynamic Spraying. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2021, vol. 19, no. 2, pp. 40–49. https://doi.org/10.18503/1995-2732-2021-19-2-40-49

Введение

Вольфрамово-медные (W-Cu) композиты являются широко распространенными жаропрочными соединениями [1–4]. Они являются перспективными материалами для таких областей производства, как электроды дуговой плавки, сверхпрочные электронные контакты, электрические контакты, теплоотводы, тепловые устройства и т.п., благодаря своим уникальным свойствам [7].

Для использования в этих областях производства материалы должны обладать высокой теплопроводностью и низким коэффициентом теплового расширения (КТР) с возможностью его регулирования, например, как для используемого в этой области арсенида галлия (КТЭ = $5{,}8\cdot10^{-6}$ 1/К) [4]. Вольфрамово-медные композиты имеют приоритет перед другими материалами, они имеют высокую теплопроводность (~200 Вт/м·К) и низкий коэффициент теплового расширения (КТР) (~$6{,}5\cdot10^{-6}$ 1/К).

Производство покрытий из вольфрамово-медных композитов путем инфильтрации является очень дорогим в связи с необходимостью использования высоких температур для пропитки медью, вольфрамом [5].

Процесс холодного напыления является более технологичным из-за отсутствия высоких температур, который при этом не изменяет свойства напыленной поверхности. Поэтому Н.-К. Канг и С.Б. Канг [5, 6] изучили процесс холодного напыления состава вольфрам-медь и сравнили его с методом плазменного напыления. В результате в процессе плазменного напыления медь окислялась и ухудшала свойства покрытия, а после холодного напыления процесс окисления меди отсутствует.

Микроструктурный анализ показал зависимость количества пор от содержания вольфрама в составе. Чем больше вольфрама находится в определенной области покрытия, тем больше количество и размер пор. Например, содержание вольфрама в покрытии толщиной около 100–200 мкм было максимальным, затем проявилось его снижение после увеличения толщины покрытия, что показало неэффективность нанесения покрытий толщиной более 200 мкм. В работе от-

мечено, что технология холодного напыления перспективна для производства покрытий для различных материалов. В отличие от других методов аддитивного производства, технология холодного напыления не использует высоких температур и плавления металла, как, например, при селективном лазерном плавлении. Это означает, что металлы не подвержены термическим деформациям, а для изготовления деталей не требуется применение защитной среды инертного газа или вакуума, что позволяет создавать гораздо более крупные структуры [8–11]. При создании многофункциональных покрытий по технологии холодного напыления проявляются такие преимущества, как возможность использования разнородных металлов для создания гибридных металлических деталей: титановые сплавы, медь, цинк, нержавеющая сталь, алюминий, никель, даже хастеллой и инконель могут распыляться вместе.

Материалы и методы

Для экспериментальных исследований возможности напыления покрытий было взято 5 смесей различного состава. Составы смесей представлены в **табл. 1**.

Таблица 1. Составы композиций для исследования
T a b l e 1. Compositions for the study

Медь, масс.%	Вольфрам, масс.%
95	5
75	25
50	50
25	75
10	90

Для нанесения покрытия было использовано промышленное оборудование холодного распыления CGT KINETIKS 4000 с распылительной насадкой типа 40. Напыление производилось на алюминиевые пластины по параметрам, указанным в **табл. 2**.

Таблица 2. Технологические параметры напыления
T a b l e 2. Technological parameters of spraying

Газ	Давление газа, бар	Температура газа, °C	Скорость подачи порошка, мм/с	Скорость манипулятора, мм/с	Наложение треков, мм	Количество слоев	Расстояние напыления, мм
Азот	30	400	8	20	3	2-10	30

Толстые покрытия (более 1 мм) наносились с целью минимизации влияния подложки на кинетику формирования покрытия. Состав покрытия определяли с помощью анализа изображений. Анализ изображения проводился с использованием изображений, полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии.

Полученные образцы были подготовлены для дальнейших металлографических исследований с использованием специализированного исследовательского оборудования BRILLANT 230 и Buehler SimpliMet 1000. Для пробоподготовки была использована система Buehler Phoenix 4000 для шлифовки и полировки поверхности в качестве стандартной процедуры.

Образцы были протравлены с целью наблюдения микроструктуры композитных покрытий. Изучение полученных образцов велось на микроскопе Zeiss AxioCam ICc 3. Для более детальных исследований использовался сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) Tescan. СЭМ-анализ проводился с использованием напряжения пучка 15 кВ. Образцы анализировали под увеличением в диапазоне от ×50 до ×2000 в двух режимах: изображение в отраженных электронах (BSE) для наблюдения фазового контраста и во вторичных электронах (SE) для получения изображений поверхности образца с высоким разрешением, выявляя элементы покрытия размером менее 1 нм [12].

Результаты и обсуждение

Эффективность напыления. Изображения полученных сечений представлены на **рис. 1**. Твердые частицы (светлые) вольфрама распределяются в мягкой матрице меди. В ходе химического анализа было определено процентное содержание вольфрама в покрытии (**табл. 3**).

Таблица 3. Количество вольфрама в покрытии до и после процесса ХГН
T a b l e 3. Amount of tungsten in the coating before and after the CS process

Композиция	Количество вольфрама, масс.%
Cu + 5% W	5
Cu + 25% W	9
Cu + 50% W	15
Cu + 75% W	30
Cu + 90% W	49

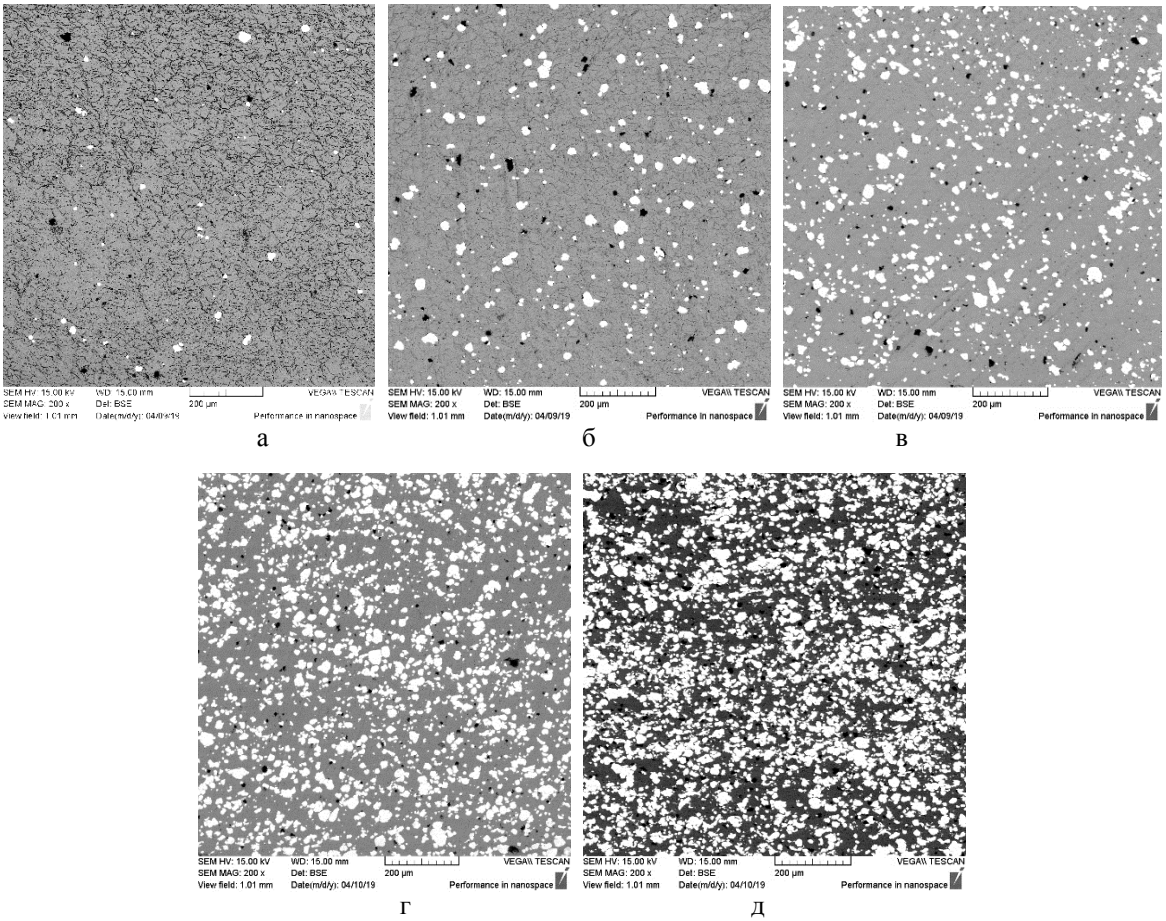


Рис. 1. SEM-изображения поперечного сечения покрытия из разных композиций: а – Cu + 5% W; б – Cu + 25% W; в – Cu + 50% W; г – Cu + 75% W; д – Cu + 90% W

Fig. 1. SEM images of the cross section of the coating from different compositions: a is Cu + 5% W, б is Cu + 25% W, в is Cu + 50% W, г is Cu + 75% W, д is Cu + 90% W

Из экспериментальных данных получено, что максимальная концентрация вольфрама не превышает 48–50%. После химического анализа становится очевидным, что максимальное содержание вольфрама в смеси не превышает 50%. Резкое снижение эффективности напыления покрытия заметно после увеличения содержания вольфрама более чем на 10–15% от общей массы состава. Это явление связано с высокой твердостью частиц вольфрама. Если твердая частица встречается с поверхностью, покрытой ранее прикрепленной твердой частицей, энергия удара недостаточно высока для отскока твердой частицы.

Результаты исследования микротвердости. Испытание на твердость по Виккерсу [13] проводилось на хорошо отполированных сечениях образцов. Для получения среднего уровня твердости измерения проводились в пяти равных линиях, состоящих из 50 вдавливаний с расстоянием 350 мкм между ними в направлении от верхней части композитного покрытия к стальной поверхности. Уровень микротвердости двух образцов был исследован на оборудовании Buehler MicroMet 5100. Нагрузка составила 25 г. Индентор представляет собой алмаз в виде пирамиды квадратной формы.

Измерение микротвердости проводилось для образцов до и после термообработки. В **табл. 4** представлены результаты измерения. Указано среднее значение микротвердости.

Из полученных результатов видно, что микротвердость уменьшается во время термической обработки. Чем выше температура термообработки, тем сильнее снижаются значения микротвердости. Относительная погрешность эксперимента по микротвердости составляет 15%.

Исходя из результатов исследований, можно сделать предположение, что содержание водорода в исходном медном порошке, являющееся причиной увеличения пористости после термообработки образцов, снижает микротвердость с увеличением температуры термообработки.

Таблица 4. Среднее значение микротвердости
T a b l e 4. Average microhardness

Композиция	Термообработка	Микротвердость, HV
Cu + 5%W	-	109
Cu + 25%W		100,75
Cu + 50%W		126,95
Cu + 5%W	400°C, 2 ч	85,7
Cu + 25%W		83,45
Cu + 50%W		93
Cu + 5%W	600°C, 2 ч	63,8
Cu + 25%W		58,75
Cu + 50%W		74,9

С увеличением толщины покрытия пористость уменьшается за счет перекрытия пор последующими слоями металла, поэтому толщина покрытия должна быть такой, чтобы оно было непористым или с минимальным количеством пор. Покрытие должно иметь высокую адгезию к основному металлу и не отслаиваться при механическом воздействии. Поэтому в зависимости от требований к покрытию необходимо выбрать наиболее оптимальную толщину покрытия. Однако снижение микротвердости при необходимости может пригодиться при дальнейшей механической обработке поверхности.

Микроструктура после термообработки. Целью термической обработки в данном случае является улучшение механических свойств материала покрытия и устранение границ между зернами меди для получения однородной структуры и химического состава.

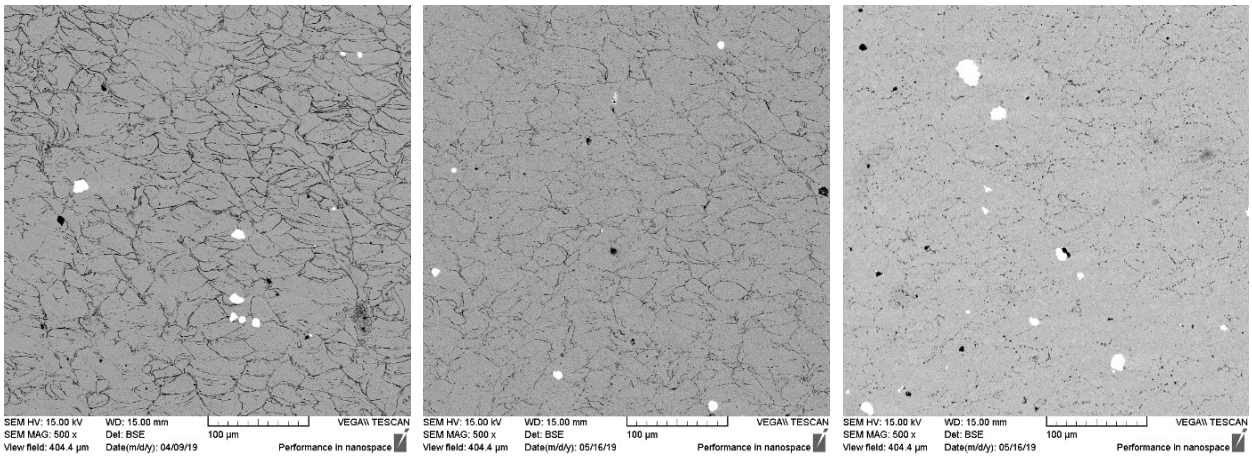
При термической обработке медь и ее сплавы могут взаимодействовать с кислородом, водородом, водяным паром и другими соединениями (CH_4 и др.). При нагреве слитков и полуфабрикатов в восстановительной среде H_2, H_2O, CH_4 и других соединений, содержащих водород, они диссоциируются, образовавшийся атомный водород быстро диффундирует в металл, так как коэффициент диффузии водорода в меди достаточно велик. Водород взаимодействует с окисью меди по реакции $CuO + H_2 = 2Cu + 2H_2O$. Водяной пар и другие выделяющиеся газы нерастворимы в меди и создают высокое давление, что приводит к образованию разрывов по границам зерен и пустот в зерновом теле. Разрывы затем развиваются в трещины, что особенно ярко проявляется при обработке горячим прессованием [15].

В образовавшийся газ могут входить пар и диоксид серы, а также водород. Состав и количество образовавшегося газа определяется в основном следующими факторами:

- состав сплава по отношению к компонентам, образующим очень стабильные оксиды, что снижает активность растворенного кислорода;
- возможностью поглощения водорода из окружающей среды;
- расплавляется ли металл в условиях окисления или восстановления;
- практика раскисления и дегазации;
- степень загрязнения серы, если таковая существует [16].

Медь и сплавы на ее основе активно взаимодействуют с кислородом и водяными парами при повышенных температурах. В связи с этим при термической обработке изделий из меди и ее сплавов часто используются защитные атмосферы.

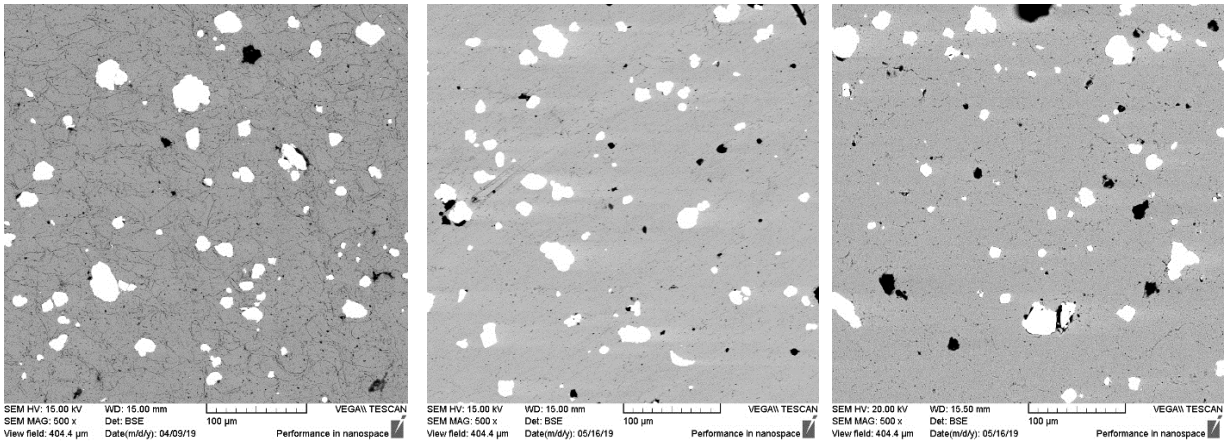
На **рис. 2–4** видно три состава без термообработки и с термообработкой при 400 и 600°C.



а б в

Рис. 2. Композиция Cu + 5%W: а – без термообработки; б – после термообработки при 400°C; в – после термообработки при 600°C

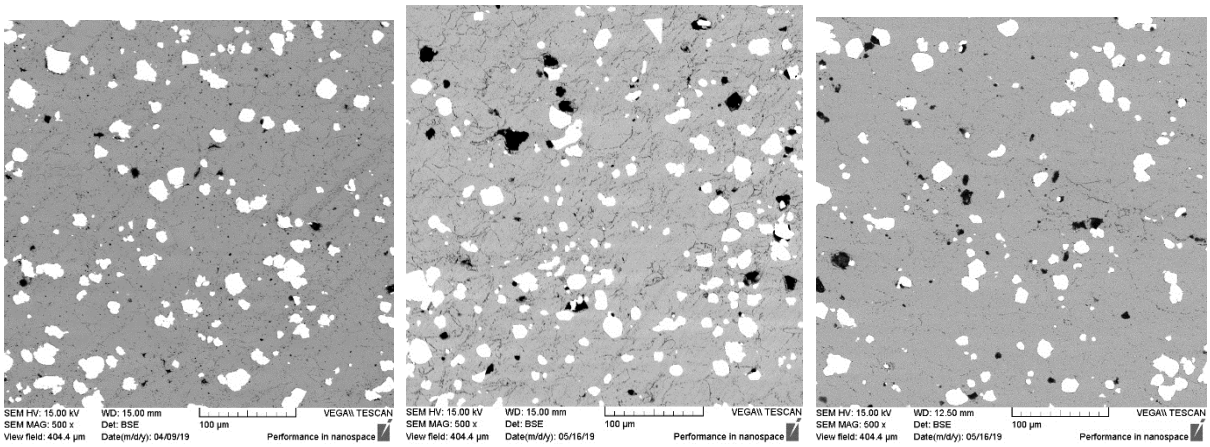
Fig. 2. Composition of Cu + 5%W: a is without heat treatment; б is after heat treatment at 400°C; в is after heat treatment at 600°C



а б в

Рис. 3. Композиция Cu + 25%W: а – без термообработки; б – после термообработки при 400°С; в – после термообработки при 600°С

Fig. 3. Composition of Cu + 25%W: a is without heat treatment; б is after heat treatment at 400°C; в is after heat treatment at 600°C



а б в

Рис. 4. Композиция Cu + 50%W: а – без термообработки; б – после термообработки при 400°С; в – после термообработки при 600°С

Fig. 4. Composition of Cu + 50%W: a is without heat treatment; б is after heat treatment at 400°C; в is after heat treatment at 600°C

Во всех трех составах после термообработки границы зерен стали менее заметны и на них появилась пористость. Воздух между медными частицами при воздействии высоких температур оказывается в межзеренном пространстве под высоким давлением, что приводит к образованию пор. Появление этого явления в долгосрочной перспективе может привести к охрупчиванию покрытия и образованию в нем дефектов, приводящих к разрушению материала. Чтобы избежать такого дефекта в особо ответственных изделиях, необходимо контролировать содержание кислорода и других газов в исходном составе.

Измерения теплопроводности. Эффективность использования материалов, применяемых для изготовления покрытий в различных областях, во многом определяется точностью информации об их теплофизических свойствах и, в частности, о теплопроводности в широком диапазоне концентраций и температур.

Изучение физико-химических свойств этих материалов в широком диапазоне изменения температуры и концентрации необходимо для более глубокого понимания изменений температурно-концентрационных характеристик их структуры при решении технологических задач.

Измерения проводились косвенным методом. Он включает в себя измерение проводимости путем измерения удельной теплоемкости, температуропроводности и плотности.

Массовую теплоемкость измерял калориметр C80 Setaram [14]. Калориметр C80 является одним из самых универсальных калориметров в мире. Он использует принцип Кальве, который

позволяет работать в сканирующем и изотермическом температурном режиме в широком диапазоне температур, от комнатной до 300°С, и способен обнаруживать низкоэнергетические тепловые явления. Предназначен, в частности, для измерения теплоотдачи реакций и смесей.

Для сравнения теоретически и экспериментально полученных значений теплопроводности объектов исследования использована числовая модель.

Теплопроводность измерялась для двух образцов: Cu + 25%W и Cu + 50%W.

Первый этап измерений – измерение температуропроводности. В **табл. 5** представлены результаты измерений для двух образцов при комнатной температуре и температуре 150°С.

Таблица 5. Измерение температуропроводности
T a b l e 5. Measurement of thermal conductivity

Композиция	Температура эксперимента, °С	Температуропроводность, 10^{-6}м^2/с	Невязка, 10^{-6}м^2/с
Cu+25%W	24	89,5	6,3
	150	85,3	6,0
Cu+50%W	24	85,1	6,0
	150	81,2	5,7

Явная температуропроводность чистой меди составляет 117-10^{-6} м^2/с [18].

Следующим этапом является измерение массовой теплоемкости образцов. В **табл. 6** представлены результаты измерений.

Таблица 6. Измерение массовой темплоемкости
T a b l e 6. Mass thermal capacity measurement

Композиция	Максимальная температура энтальпийного пика, °С	Массовая теплоемкость, Дж/кг·К	Невязка, Дж/кг·К
Cu+25%W	28,3	357	18
	149	375	19
Cu+50%W	28,3	325	16
	149	344	17

Явная массовая теплоемкость чистой меди составляет 385 Дж/кг·К при комнатной температуре [18].

С помощью значений плотности из **табл. 7** можно рассчитать теплопроводность образцов (**табл. 8**).

Таблица 7. Измерение плотности
T a b l e 7. Density measurement

Композиция	Условия измерения		Объемная масса, кг/м^3
	T, °С	Относительная влажность, %	
Cu+25%W	21,4	38,5	9245
Cu+50%W	21,4	38,5	9956

Таблица 8. Теплопроводность
T a b l e 8. Thermal conductivity

Композиция	*T*, °С	Средняя теплопроводность, Вт/м·К
Cu+25%W	26	295,2
	150	296,2
Cu+50%W	26	275,1
	150	278,4

По-видимому, объемная масса чистой меди составляет 8933 кг/м^3 при комнатной температуре [18].

Тепловая проводимость чистой меди:
- λ(300 К) = 401 Вт/м·К;
- λ(400 К) = 393 Вт/м·К;
- λ(600 К) = 379 Вт/м·К [18].

Тепловая проводимость может быть рассчитана различными способами. Для этого было создано несколько математических моделей. Хассельман и Джонсон представили самую последнюю из них модель. [17]. Эта модель показывает, что ТП композита с непрерывной матрицей и добавлением объемных долей сферического армирующего материала выражается в виде

$$K_c = \frac{K_m[2\left(\frac{K_p}{K_m} - \frac{K_p}{ah_c} - 1\right)V_p + \frac{K_p}{K_m} + 2\frac{K_p}{ah_c} + 2]}{\left(1 - \frac{K_p}{K_m} + \frac{K_p}{ah_c}\right)V_p + \frac{K_p}{K_m} + 2\frac{K_p}{ah_c} + 2},$$

где K – теплопроводность, Вт/м·К; V – объемная доля армирующих частиц; коэффициенты c, m и p – композит, матрица и армирующий материал соответственно; a – радиус сферических армирующих частиц; h_c – термическая граничная проводимость.

При отсутствии межфазного термического сопротивления, т. е. когда $h_c = \infty$, идеальную теплопроводность можно получить по уравнению, и тогда это уравнение согласуется с выражением Максвелла [18]. В данной работе теплопроводность двух композитов, напыленных из порошков Cu + 25%W и Cu + 50%W с размером частиц вольфрама 12 мкм, оценивалась по уравнению при условии $h_c = \infty$. Концентрация вольфрама, принятая для расчета, составила 9 и 15% соответственно (концентрация вольфрама после процесса холодного напыления). При комнатной температуре теплопроводность вольфрама была выбрана равной 162,8 Вт/м·К. Медь рассматривается как матрица композитного напыления, а

его теплопроводность составляет 401 Вт/м·К (равна теплопроводности чистой меди). При 150°С медь также рассматривается как матричный материал в композитном напыленном с Cu + 50%W порошке, и имеет 393 Вт/м·К теплопроводности, а для вольфрама это 155,9 Вт/м·К теплопроводности. Замена этих данных в уравнении дает 375,55 и 368,06 Вт/м·К для композитов из порошка Cu + 25%W при комнатной температуре и при 150°С соответственно и для порошка Cu + 50%W теплопроводности 356,08 и 348,98 Вт/м·К при комнатной температуре и при 150°С соответственно.

Сравнение расчетных и экспериментально измеренных данных представлено в **табл. 9**.

Таблица 9. Сравнение между экспериментальными данными и данными математической модели

T a b l e 9. Comparison between experimental data and mathematical model data

Композиция	Температура, °С	Экспериментальные данные, Вт/м·К	Данные математической модели, Вт/м·К
Cu + 25%W	Комнатная температура	295,2	375,55
	150	296,2	368,06
Cu + 50%W	Комнатная температура	275,1	356,08
	150	278,4	348,98

Эти значения выше, чем измеренные значения. Таким образом, влияние интенсивной пористости и окисления на границах зерен на теплопроводность композитов весьма очевидно.

Выводы

Из экспериментальных результатов видно, что максимальная концентрация вольфрама не превышает 48–50%.

Резкое снижение эффективности осаждения покрытия заметно после увеличения содержания вольфрама более чем на 10–15% от общего веса композиции. Это явление связано с высокой твердостью частиц вольфрама. Если твердая частица встречается с поверхностью, покрытой ранее прикрепленной твердой частицей, энергия удара недостаточно высока для скрепления и происходит отскок твердой частицы.

Содержание водорода в исходном медном порошке, являющееся причиной увеличения пористости после термической обработки образцов, уменьшает микротвердость с увеличением температуры термической обработки.

С увеличением толщины покрытия пористость уменьшается за счет перекрытия пор последующими слоями металла, поэтому толщина покрытия должна быть такой, чтобы оно, как правило, было непористым или с минимальным количеством пор. Покрытие должно иметь сильную адгезию к основному металлу и не отслаиваться при механическом воздействии. Поэтому в зависимости от требований к покрытию необходимо выбрать наиболее оптимальную толщину покрытия.

Медь и сплавы на ее основе активно взаимодействуют с кислородом и водяными парами при повышенных температурах. В связи с этим при термической обработке изделий из меди и ее сплавов часто используются защитные атмосферы.

Во всех композициях после термообработки границы зерен становятся менее заметными, а на границах зерен появляется пористость. Воздух между медными частицами при высоких температурах оказывается под высоким давлением в межзеренном пространстве, что приводит к образованию пор. Появление этого явления в долгосрочной перспективе может привести к охрупчиванию покрытия и образованию в нем дефектов, приводящих к разрушению материала. Во избежание такого дефекта в особо ответственных изделиях необходимо контролировать содержание кислорода и других газов в исходном составе.

Значения, полученные с помощью числовой модели для расчета теплопроводности, превышают измеренные значения. Поэтому влияние интенсивной пористости и окисления на границах зерен на теплопроводность для композитов весьма очевидно.

Список литературы

1. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика: монография / А.П. Алхимов, С.В. Клинков, В.Ф. Косарев, В.М. Фомин. Москва: Физматлит, 2009. 533 с.
2. Robitaille F, Yandouzi M, Hind S, Jodoin B. Metallic coating of aerospace carbon/epoxy composites by the pulsed gas dynamic spraying process // Surf. Coat. Technol. 2009. № 203. С. 2954–2960.
3. Lupoi R, O'Neill W. Deposition of metallic coatings on polymer surfaces using cold spray // Surf. Coat. Technol. 2010. № 205. С. 2167–2173.
4. Zweben C. Metal-matrix composites for electronic packaging // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society. 1992. № 44–7. С. 15–23.
5. Kang H-K, Kang S B Tungsten/copper composite deposits produced by a cold spray // Scripta Materialia 2003. № 49. С. 1169–1174.
6. Kang S.B., Kang H.-K., Euh K. Processing and Micro-

structures of Tungsten/Copper Composites Produced by Plasma Spray and Cold Spray // Materials Science Forum. 2005. №475–479. С. 945–948.
7. Dong L.L., Ahangarkani M., Chen W.G., Zhang Y.S. Recent progress in development of tungsten-copper composites: Fabrication, modification and applications // Int. J. of Refractory Metals and Hard Materials. 2018. №75. С. 30–42.
8. 2012 Cold spray. A guide to best practice. Arbegast Materials Processing and Joining Lab: South Dakota School of Mines and Technology, United States.
9. Hussain T., McCartney D.G., Shipway P.H., Zhang D. Bonding Mechanisms in Cold Spraying: The Contributions of Metallurgical and Mechanical Components // J. Therm. Spray Technol. 2009. №18 (3). С. 364–379.
10. Huang R., Ma W., Fukanuma H. Development of ultra-strong adhesive strength coatings using cold spray // Surface and Coatings Technology. 2014. №258. С. 832–841.
11. Sova A., Maestracci R., Jeandin M., Bertrand Ph., Smurov I. Kinetics of composite coating formation process in cold spray: Modelling and experimental validation // Surface and Coatings Technology. 2016.
12. Goldstein J., Newbury D. Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis. Kluwer. 2003. 689 с.
13. ИСО 6507-1:2005. Металлические материалы. Измерение твердости по Виккерсу. Ч. 1. Метод измерения.
14. Calvet Calorimeter C80. From ambient to 300°C by Setaram 2019 (SETARAM Instrumentation: www.setaram.com).
15. Технология и оборудование сварки плавлением и термической резки / А.И. Акулов, В.П. Алехин, С.И. Ермаков и др. М.: Машиностроение, 2003. 560 с.
16. Talbot D E J. Effects of Hydrogen in Aluminium, Magnesium, Copper, and Their Alloys // International Metallurgical Reviews. 1975. №20(1). С. 166–184.
17. Manchang G., Suk B.K., Kwangjun E. Thermal conductivity of Al–SiCp composites by plasma spraying // Scripta Materialia. 2004. №52. С. 51–56.
18. Incropera F.P., DeWitt D.P., Bergman T.L., Lavine A.S. 2011 Fundamentals of Heat and Mass Transfer. John Wiley & Sons. 1024 с.

References

1. Alkhimov A.P., Klinkov S.V., Kosarev V.F., Fomin V.M. *Kholodnoe gazodinamicheskoe napylenie. Teoriya i praktika: Monografiya* [Cold gas-dynamic spraying. Theory and practice: monograph]. Moscow: Fizmatlit, 2009, 535 p. (In Russ.)
2. Robitaille F., Yandouzi M., Hind S., Jodoin B. Metallic coating of aerospace carbon/epoxy composites by the pulsed gas dynamic spraying process. Surf. Coat. Technol. 203, 2954–2960 (2009).
3. Lupoi R., O'Neill W. Deposition of metallic coatings on polymer surfaces using cold spray. Surf. Coat. Technol. 205, 2167–2173 (2010).
4. Zweben C. Metal-matrix composites for electronic packaging. The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 44–7, 15–23 (1992).
5. Kang H.-K., Kang S.B. Tungsten/copper composite deposits produced by a cold spray. Scripta Materialia, 49, 1169–1174 (2003).
6. Kang S.B., Kang H.-K., Euh K. Processing and microstructures of tungsten/copper composites produced by plasma spray and cold spray. Materials Science Forum, 475–479, 945–948 (2005).
7. Dong L.L., Ahangarkani M., Chen W.G., Zhang Y.S. Recent progress in development of tungsten-copper composites: Fabrication, modification and applications. Int. J. of Refractory Metals and Hard Materials, 75, 30–42 (2018).
8. Cold spray. A guide to best practice. 2012, Arbegast Materials Processing and Joining Lab: South Dakota School of Mines and Technology, United States.
9. Hussain T., McCartney D.G., Shipway P.H., Zhang D. Bonding mechanisms in cold spraying: the contributions of metallurgical and mechanical components. J. Therm. Spray Technol. 18 (3), 364–379 (2009).
10. Huang R., Ma W., Fukanuma H. Development of ultra-strong adhesive strength coatings using cold spray. Surface and Coatings Technology, 258, 832–841 (2014).
11. Sova A., Maestracci R., Jeandin M., Bertrand Ph., Smurov I. Kinetics of composite coating formation process in cold spray: Modelling and experimental validation. Surface and Coatings Technology (2016).
12. Goldstein J., Newbury D. Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis. Kluwer, 2003, 689 p.
13. ISO 6507-1:2005 Metallic materials. Vickers hardness test. Part 1: Test method.
14. Calvet Calorimeter C80. From ambient to 300°C by Setaram 2019 (SETARAM Instrumentation, available at: www.setaram.com).
15. Akulov A.I., Alekhin V.P., Ermakov S.I. et al. *Tekhnologiya i oborudovanie svarki plavleniem i termicheskoy rezki* [Technology and equipment for fusion welding and thermal cutting]. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 560 p. (In Russ.)
16. Talbot D.E.J. Effects of hydrogen in aluminium, magnesium, copper, and their alloys. International Metallurgical Reviews, 1975, no. 20(1), pp. 166–184.
17. Manchang G., Suk B.K., Kwangjun E. Thermal conductivity of Al–SiCp composites by plasma spraying. Scripta Materialia, 52, 51–56 (2004).
18. Incropera F.P., DeWitt D.P., Bergman T.L., Lavine A.S. Fundamentals of heat and mass transfer. John Wiley & Sons, 2011, 1024 p.

Поступила 18.05.2021; принята к публикации 02.06.2021; опубликована 28.06.2021
Submitted 18/05/2021; revised 02/06/2021; published 28/06/2021

Латфулина Юлия Сергеевна – научный сотрудник,
Южно-Уральский государственный университет (НИУ), Челябинск, Россия.
Email: latfulina174@gmail.com. ORCID 0000-0002-2128-3965

Дубенская Мария – доктор, профессор,
Национальная инженерная школа Сент-Этьена ENISE, Сент-Этьен, Франция.
Email: maria.doubenskaia@enise.fr

Самодурова Марина Николаевна – доктор технических наук, профессор,
Южно-Уральский государственный университет (НИУ), Челябинск, Россия.
Email: samodurovamn@susu.ru. ORCID 0000-0002-1505-1068

Трофимов Евгений Алексеевич – доктор технических наук, профессор,
Южно-Уральский государственный университет (НИУ), Челябинск, Россия.
Email: trofimovea@susu.ru. ORCID 0000-0001-8073-3244

Барков Леонид Андреевич – доктор технических наук, профессор,
Южно-Уральский государственный университет (НИУ), Челябинск, Россия.
Email: barkovla@susu.ru. ORCID 0000-0002-3384-5881

Yuliya S. Latfulina – Researcher,
South Ural State University (NRU), Chelyabinsk, Russia.
Email: latfulina174@gmail.com. ORCID 0000-0002-2128-3965

Maria Doubenskaia – Doctor, Professor,
National Engineering School of Saint-Etienne ENISE, Saint-Etienne, France.
Email: maria.doubenskaia@enise.fr.

Marina N. Samodurova – DrSc (Eng.), Professor,
South Ural State University (NRU), Chelyabinsk, Russia.
Email: samodurovamn@susu.ru. ORCID 0000-0002-1505-1068

Evgenii A. Trofimov – DrSc (Eng.), Professor,
South Ural State University (NRU), Chelyabinsk, Russia.
Email: trofimovea@susu.ru. ORCID 0000-0001-8073-3244

Leonid A. Barkov – DrSc (Eng.), Professor,
South Ural State University (NRU), Chelyabinsk, Russia.
Email: barkovla@susu.ru. ORCID 0000-0002-3384-5881