

# ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ

## MATERIAL PROCESS ENGINEERING

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)

УДК 621.793

DOI: 10.18503/1995-2732-2022-20-4-67-82



### ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ МЕДЬ-КАРБИД КРЕМНИЯ

Серебряков И.С.<sup>1</sup>, Латфулина Ю.С.<sup>2</sup>, Напримерова Е.Д.<sup>2</sup>, Мясоедов В.А.<sup>2</sup>, Самодурова М.Н.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> SARDOU SA, Сен-Суппле, Франция

<sup>2</sup> Южно-Уральский государственный университет (НИУ), Челябинск, Россия

**Аннотация.** Идея композиционных материалов с металлической матрицей была реализована для облегчения нанесения хрупких материалов. Композиционные материалы представляют собой материал с по меньшей мере двумя составными частями, одна из которых представляет собой металл, а другая – другой металл или материал. Технологии производства композиционных материалов можно разделить на три типа: твердотельное, жидкое и паровое. В последние годы холодное газодинамическое напыление (ХГН) стало одним из мощных производственных процессов для получения композиционных покрытий. Смешивание различных порошков и распыление их на подложке является широко применяемым методом. Из-за низкой температуры осаждения во время ХГН нет существенных реакций при распылении смесей композиционных порошковых материалов. Существуют и другие преимущества, такие как более низкое содержание кислорода и более высокая плотность полученного покрытия. Эти преимущества помогают уменьшить усадку при любой последующей термообработке. В случае применения двух металлов, образующих композиционный материал, термообработка после осаждения может привести к образованию интерметаллических соединений в контролируемой среде. В случае комбинации металла с твердыми частицами металл действует как матрица, позволяющая внедрять твердые частицы и в результате получать высокоплотные и функциональные покрытия. Композиционные покрытия могут осаждаться ХГН тремя различными способами: осаждение порошковых смесей, осаждение композиционных порошков, полученных агломерацией или механическим измельчением, и нанесение порошков с оболочкой или покрытием. Данное исследование сфокусировано на получении композиционного покрытия на основе меди методом ХГН. Медные покрытия используются в контейнерах для хранения опасных материалов из-за их хорошей коррозионной стойкости. Целями данных исследований являлось определение возможности нанесения медно-керамических покрытий на стальную подложку и оптимальное количество керамики в смеси, исследование свойств полученных покрытий, такие как твердость, содержание керамики, а также микроструктура покрытий.

**Ключевые слова:** холодное газодинамическое напыление, медь, карбид кремния, функциональные покрытия, сталь

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (грант № FENU-2020-0020).

© Серебряков И.С., Латфулина Ю.С., Напримерова Е.Д., Мясоедов В.А., Самодурова М.Н., 2022

#### Для цитирования

Исследование механических и технологических свойств покрытия медь-карбид кремния / Серебряков И.С., Латфулина Ю.С., Напримерова Е.Д., Мясоедов В.А., Самодурова М.Н. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2022. Т. 20. №4. С. 67-82. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2022-20-4-67-82>



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

## STUDY OF MECHANICAL AND TECHNOLOGICAL PROPERTIES OF COPPER-SILICON CARBIDE COATINGS

Serebriakov I.S.<sup>1</sup>, Latfulina Yu.S.<sup>2</sup>, Naprimerova E.D.<sup>2</sup>, Myasoedov V.A.<sup>2</sup>, Samodurova M.N.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> SARDOU SA, Saint-Souplets, France

<sup>2</sup> South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia

**Abstract.** The idea of metal matrix composites has been implemented to facilitate the application of brittle materials. Composite materials are materials with at least two constituent parts, one of which is metal and the other one is a different metal or another material. Composite manufacturing techniques can be divided into three types: solid state, liquid state, and vapor deposition. In recent years, gas dynamic cold spraying technology (CS) has become one of the powerful manufacturing processes for composite coatings. Blending various powders and spraying them onto a substrate is a widely used method. Because of the low deposition temperature during CS, there are no significant reactions when spraying mixtures of composite powders. There are other advantages, such as lower oxygen content and higher density of the resulting coating. These advantages help to reduce shrinkage in any subsequent heat treatment. In case of two metals forming a composite, post deposition heat treatment can result in the formation of intermetallic compounds in a controlled environment. In case of a combination of metal with hard particles, metal acts as a matrix allowing the introduction of the hard particles and resulting in high-density and functional coatings. Composite coatings can be deposited by CS in three different ways: deposition of powder mixtures, deposition of composite powders produced by agglomeration or mechanical milling, and deposition of coated powders. This study focuses on the production of copper-based composite coatings by cold spraying. Copper coatings are used in storage containers for hazardous materials because of their good corrosion resistance. The objectives of this research were to determine the possibility of applying copper-ceramic coatings on a steel substrate and the optimal amount of ceramics in the mixture, to study the properties of the obtained coatings, such as hardness, ceramic content, and a microstructure of the coatings.

**Keywords:** gas dynamic cold spraying, copper, silicon carbide, functional coatings, steel

*The research was funded by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (grant No. FENU-2020-0020).*

### For citation

Serebriakov I.S., Latfulina Yu.S., Naprimerova E.D., Myasoedov V.A., Samodurova M.N. Study of Mechanical and Technological Properties of Copper-Silicon Carbide Coatings. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2022, vol. 20, no. 4, pp. 67-82. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2022-20-4-67-82>

### Введение

Холодное газодинамическое напыление (ХГН) в настоящий момент имеет широкое распространение на производствах, связанных с машиностроением, авиастроением, атомной промышленностью и т.д.

Целью данного исследования является получение оптимальных технологических условий для создания композиционных покрытий из меди и карбida кремния, а также достижение оптимальных механических свойств покрытия.

С 2000-х годов исследования в данной области ведутся многими научными группами мирового сообщества [1-11]. Большинство исследований в данной области направлено на применение медных покрытий для электротехнического [11-17] и ядерного [10, 18-21] производств. Для электротехнического назначения авторы статей опираются на классические методы нанесения

покрытий с повышенными эксплуатационными характеристиками [13].

Хорошие результаты показывают технологии нанесения меди на поверхности, которые, в свою очередь, подогреваются до определенной температуры [15]. Покрытия демонстрируют относительно низкие остаточные напряжения и низкую твердость, тогда как их электропроводность достигает высоких значений – более 90%.

Более интересным для наших исследований является область ядерного производства. В частности, одной из причин, по которой были проведены исследования в области создания толстых покрытий из меди, заключается в том, что рассмотрена возможность их применения в качестве антикоррозионных барьеров для стальных контейнеров, используемых в хранилищах для ядерных отходов. Способ ХГН обладает высокой скоростью нанесения покрытий и низким уровнем окисления.

Наиболее важными характеристиками конструкции контейнера для хранения использованного ядерного топлива являются коррозионная стойкость, механическая прочность, способность и совместимость с окружающими уплотнительными материалами, такими как бентонитовая глина [18-20]. Целью такой «медной оболочки» являются высокая коррозионная стойкость. В отличие от существующих конструкций эти покрытия тоньше (толщиной 4 мм) и состоят из интегрированного медного покрытия, а не толстостенной медной оболочки [18-19, 21].

Предварительные исследования [10] показали, что изготовление медных покрытий толщиной 4 мм на подложке из стали является непростой задачей, так как у них невысокая адгезионная стойкость [22], существует проблема отслоения нанесенного покрытия [23]. Существуют и другие методы решения данной проблемы [10], которые заключаются в нанесении исходного слоя меди на стальную подложку с использованием гелия в качестве технологического газа с последующим наращиванием покрытия до требуемой толщины с использованием азота [18-19, 24-26]. Этот двухэтапный подход привел к получению высококачественных толстых медных покрытий, так как использование гелия вместо азота резко увеличивает скорость и, следовательно, скорость удара частиц способствует тем самым более интенсивной деформации как частиц, так и подложек. Это в значительной мере увеличивает адгезионную стойкость покрытия.

Этот метод консолидации покрытий соответствует методу, предложенному Маевым Р.Г. и др. [27, 28], где гелий впервые был использован для создания адгезии между частицами меди и стальными подложками.

Из приведенных источников можно сделать предположение, что двухэтапный подход обеспечивает использование ХГН для получения покрытий с высокой адгезионной стойкостью, но использование гелия не является идеальным, поскольку он значительно дороже азота и может рассматриваться как чувствительный и невозобновляемый ресурс [10].

Часто исследователи сравнивают ХГН с другими технологиями нанесения покрытий, например с высокоскоростным газопламенным распылением [30]. Но этот метод считается неприменимым для создания «толстых» покрытий.

В статье [31] авторы сравнивают и показывают преимущество ХГН (для меди и её сплавов) перед высокоскоростным газопламенным, электродуговым и другими видами напыления.

Основным вопросом для многих исследователей в данной области является адгезионная стойкость покрытия [10, 32, 33]. Статья Фуканумы и др. [32] посвящена исследованиям влияния комбинации частиц и подложек, а также подающего давления на адгезионную стойкость. На рис. 1 показана адгезионная стойкость меди на стальных, нержавеющих, алюминиевых и медных подложках.

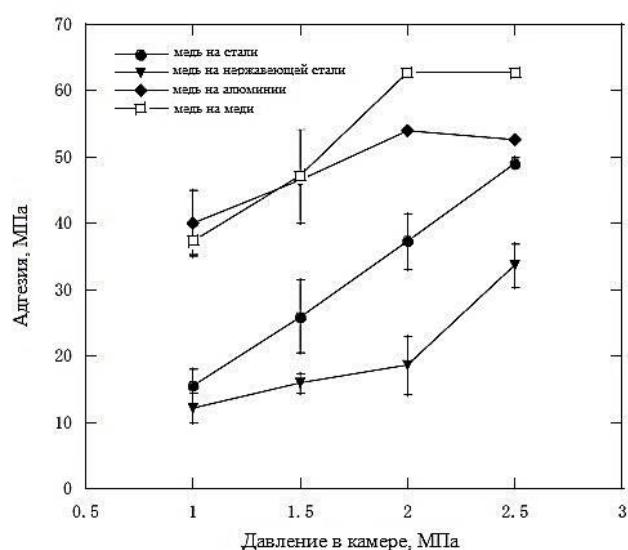


Рис. 1. Адгезия медных покрытий на стальных, нержавеющих, алюминиевых и медных подложках с применением гелия в качестве рабочего газа [32]

Fig. 1. Adhesion of copper coatings on steel, stainless steel, aluminum and copper substrates using helium as working gas [32]

По сравнению с предыдущим исследованием Фернандес и др. [10] сообщают, что толстые медные покрытия с высокой адгезионной стойкостью могут быть получены с использованием азота в качестве рабочего газа.

Другие экспериментальные результаты [33] показали, что хорошая адгезия между подложкой и покрытием может быть получена только при скорости частиц более 500 м/с для подложек из алюминиевых сплавов и 800 м/с для подложек из нержавеющей стали 316L (аналог 03Х16Н15М3).

Для более детального исследования этих вопросов большая часть авторов использовала в своих исследованиях численное моделирование и метод конечных элементов.

Фукумото и др. [34] использовали численное моделирование для конструирования нового специального сопла и объяснения более высокой эффективности нанесения покрытий, достигаемой с использованием вновь разработанного сопла. Исследование нанесения мелких частиц меди на основе численного расчета газа, текущего на плоской поверхности, было выполнено путем моделирования. Так же были исследованы параметры поверхности подложки и металлографических наблюдений за частицами меди в покрытии, в частности, с точки зрения влияния ударной силы на эффективность осаждения частиц.

Для лучшего понимания роли адгезии в механизме разрушения и прочности образцов, полученных с использованием импульсной гидроабразивной резки, был проведен анализ с использованием ABAQUS/Explicit [10] для моделирования и прогнозирования сцепления покрытия и подложкой. Результат моделирования подтверждает влияние точек крепления как основного фактора, влияющего на прочность адгезии. Было обнаружено, что в рамках модели остаточные напряжения незначительно влияют на адгезионную прочность покрытий. Моделирование также убедительно свидетельствует о том, что

единственный тип связи между покрытием и подложкой – механический.

В последнее время исследования в данной области показывают, что моделирование процесса ХГН для систем различных материалов достаточно актуально и требует дополнительных исследований [29, 35].

Проанализировав имеющиеся научные источники и выполнив библиографический поиск, авторами статьи были поставлены задачи и выполнены экспериментальные и теоретические исследования по нанесению толстых покрытий из меди методом ХГН.

### Материалы, подготовка и исследование полученных образцов

В ходе эксперимента в качестве базы для исследуемой смеси использовался медный порошок компании Sandvik. Химический состав порошка показан в **табл. 1**.

Таблица 1. Химический состав медного порошка, %  
Table 1. Chemical composition of copper powder, %

Cu	Fe	Ni	Mn	P	Sn	Al	O
>99,95	–	–	–	–	–	–	<0,3

В качестве армирующей фазы использовались два порошка карбида кремния – F400 (17 мкм) и F1200 (3 мкм).

В качестве подложки использовалась нержавеющая сталь.

Шероховатость поверхности подложки имеет важное значение для получения покрытий с хорошей адгезией, в ходе экспериментов исследуемые образцы были подвергнуты пескоструйной обработке.

На **рис. 2** представлены 3d-модели (изображение с измерительной машины ALICONA Infinite-FocusG5) поверхностей подложек, полученные при обработке абразивом разной фракции.

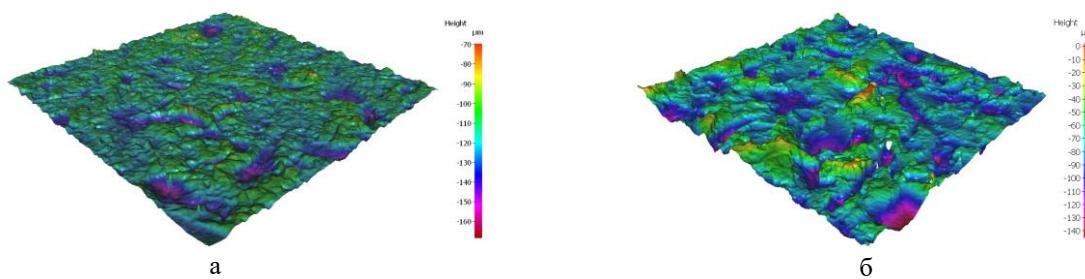


Рис. 2. 3d-поверхность подложки, обработанной мелким абразивом (а) и 3d-поверхность подложки, обработанной крупным абразивом (б)

Fig. 2. 3d surface of the substrate treated with fine abrasive (a) and 3d surface of the substrate treated with coarse abrasive (b)

В табл. 2 приведены значения шероховатости полученных образцов.

Таблица 2. Результаты измерения шероховатости поверхностей подложек

Table 2. Results of measuring roughness of the substrate surfaces

Номер образца	$R_a$ , нм	$R_z$ , нм
1	6,4585	40,2872
2	13,0836	67,1559

В результате работы была выполнена серия экспериментов с различными технологическими параметрами (температура, скорость и количество слоев покрытия) и было определено, что образцы, обработанные мелким абразивом, имеют низкую адгезию с подложкой, а крупным – имеют высокую адгезию (рис. 3).

Было отмечено, что смесь меди с карбидом кремния F1200 имеет низкую эффективность напыления по сравнению с карбидом кремния

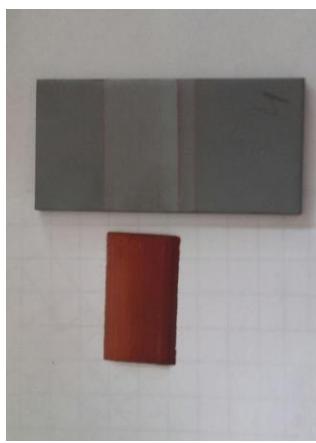
F400 при одинаковых технологических параметрах процесса. Это можно объяснить эффектом агломерирования мелкого порошка (3 мкм) в ходе смешивания.

Было выявлено, что покрытие меди без добавления керамики имеет плохую адгезионную стойкость (рис. 4).

С целью определения механических свойств покрытий и их изотропности были проведены испытания на сжатие. Для минимизации трения и конечных эффектов во время испытаний все образцы покрывались тефлоновой пленкой.

Для испытаний на сжатие были взяты следующие образцы:

- Cu+SiC F400 70/30, напыленный при температуре 500°C;
- Cu+SiC F400 80/20, напыленный при температуре 500°C;
- Cu+SiC F400 90/10, напыленный при температуре 500°C.



а



б

Рис. 3. Покрытие с плохой адгезией к подложке (а) и покрытие на подложках, обработанных крупным абразивом (б)

Fig. 3. Coating with poor adhesion to the substrate (a) and coating on substrates treated with coarse abrasive (b)

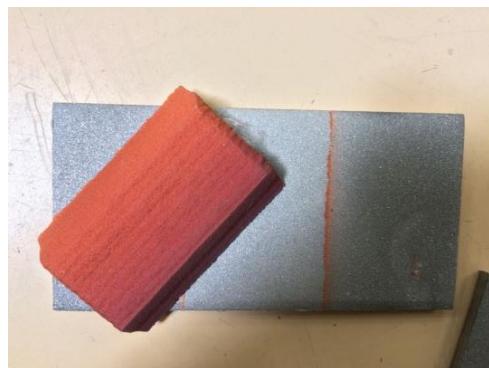


Рис. 4. Покрытие меди без керамики

Fig. 4. Coating copper without ceramic

## Результаты экспериментов

На **рис. 5** представлен образец Cu+SiC F400 70/30 после испытания на сжатие и график перемещений для данного образца.

На **рис. 6, а** представлены результаты разрушения образцов Cu+SiC F400 80/20 и Cu+SiC F400 90/10 (поперечное направление) после испытания на сжатие, на **рис. 6, б** их графики перемещений.

На **рис. 7, а** можно видеть разрушенные образцы Cu+SiC F400 80/20 и Cu+SiC F400 90/10.



Рис. 5. Результаты испытания на сжатие образца Cu+SiC F400 70/30  
Fig. 5. Compression test results of specimen Cu+SiC F400 70/30

(вертикальное направление) и графики перемещения после испытания на сжатие на **рис. 7, б**.

В ходе тестов все образцы, кроме образцов с 30% карбида кремния, были разрушены. Для построения графиков перемещения были введены корректирующие коэффициенты в виду того, что прибор записывает данные о перемещении пуансона пресса, а не образца (**рис. 8**).

$$U_{\text{specimen}} = U_{\text{tot}} - U_{\text{machine}}. \quad (1)$$

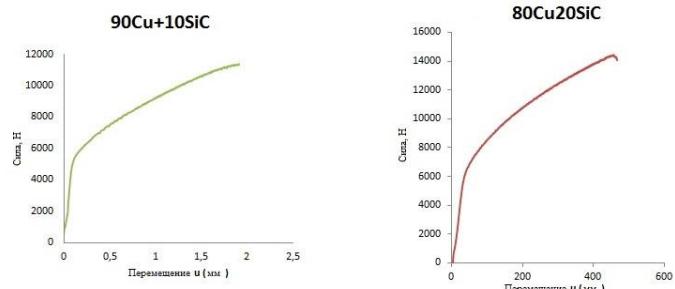
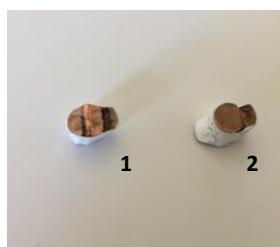
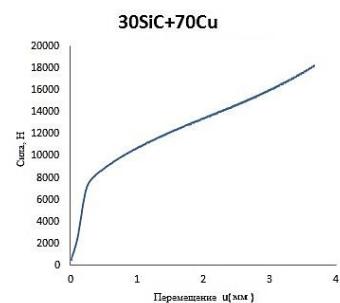


Рис. 6. Результаты разрушения образцов Cu+SiC F400 80/20 (1) и Cu+SiC F400 90/10 (2) (горизонтальное направление) (а); графики перемещений образцов Cu+SiC F400 80/20 и Cu+SiC F400 90/10, порезанных в горизонтальном направлении (б)  
Fig. 6. Fracture tests of specimens Cu+SiC F400 80/20 (1) and Cu+SiC F400 90/10 (2) (a horizontal direction) (a); displacement diagrams of specimens Cu+SiC F400 80/20 and Cu+SiC F400 90/10 cut horizontally (б)

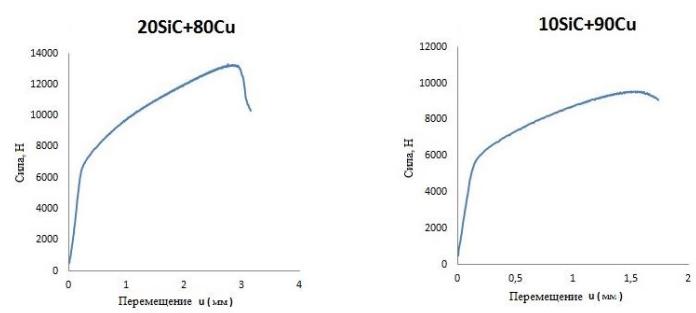


Рис. 7. Результаты разрушения образцов Cu+SiC F400 80/20 (1) и Cu+SiC F400 90/10 (2), порезанных в вертикальном направлении (а); графики перемещений образцов Cu+SiC F400 80/20 и Cu+SiC F400 90/10, порезанных в вертикальном направлении (б)  
Fig. 7. Fracture tests of specimens Cu+SiC F400 80/20 (1) and Cu+SiC F400 90/10 (2) cut vertically (а); displacement diagrams of specimens Cu+SiC F400 80/20 and Cu+SiC F400 90/10 cut vertically (б)

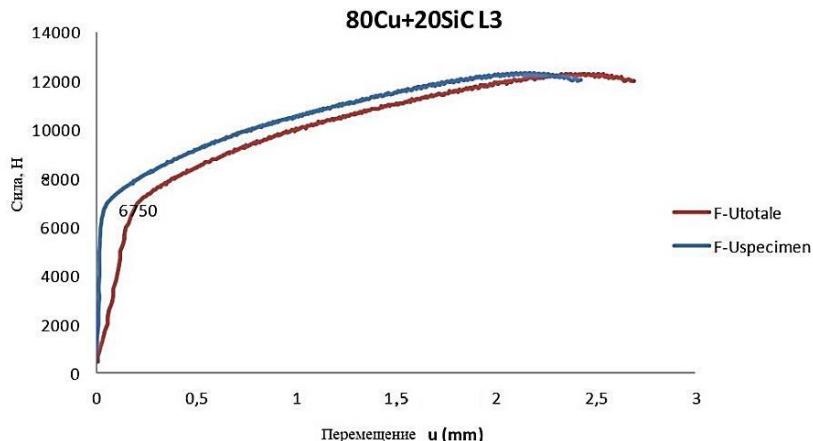


Рис. 8. Скорректированные графики перемещения  
Fig. 8. Adjusted displacement diagrams

### Интерпретация полученных результатов

Для построения графиков напряженно-деформированного состояния испытанных образцов были использованы следующие зависимости:

$$\varepsilon = \ln \left( \frac{h_0}{h_0 - u} \right), \quad (2)$$

$$\sigma = \frac{F}{S}, \quad (3)$$

где  $h_0$  – начальная высота образца;  $u$  – перемещение образца в данный момент времени;  $F$  – сила, приложенная в данный момент времени;  $S$  – площадь поперечного сечения образца в данный момент времени.

$$S = S_0 \left( \frac{h_0}{h_0 - u} \right). \quad (4)$$

На рис. 9 и 10 показаны графики напряжения-деформации для трех образцов Cu+SiC F400 90/10, порезанных в вертикальном направлении, и образцов Cu+SiC F400 90/10, порезанных в горизонтальном (поперечном) направлении, соответственно.

График Т1 на рис. 9 показывает, что в образце имеется дефект и при построении усредненного значения графика напряжения-деформации этот график учитываться не будет.

На основе данных графиков были построены средние графики напряжения-деформации для данных образцов (рис. 11), которые показывают, что механические свойства покрытия изотропны во всех направлениях.

Та же самая процедура была выполнена для образцов Cu+SiC F400 80/20.

На рис. 12 представлены графики усредненных значений напряженно-деформированного состояния образцов, разрезанных в поперечных направлениях.

На рис. 13 представлены средние графики для образцов Cu+SiC F400 80/20.

Для образцов Cu+SiC F400 70/30, разрезанных в горизонтальном направлении, также были построены графики напряжения-деформации (рис. 14).

Построение среднего графика для данных образцов не требуется ввиду того, что синий и зеленый графики показывают неверные результаты из-за большого трения в ходе теста. В результате после построения всех графиков они были сведены в общую диаграмму, из которой видно, что лучшими механическими свойствами обладает покрытие с 30% керамики (рис. 15).

Далее для получения полной картины о механических свойствах покрытий графическим способом определяется предел текучести каждого типа покрытий.

На рис. 16 показан пример определения предела текучести для образцов Cu+SiC F400 70/30.

Та же самая процедура была проведена для остальных образцов. В итоге были получены следующие значения предела пластиности:

- Cu+SiC F400 70/30 – 0,2%  $\sigma_0 = 275$  МПа;
- Cu+SiC F400 80/20 – 245 МПа < 0,2%  $\sigma_0 < 250$  МПа;
- Cu+SiC F400 90/10 – 195 МПа < 0,2%  $\sigma_0 < 215$  МПа.

Данные вычисления также подтверждают превосходство покрытий с 30% керамики.

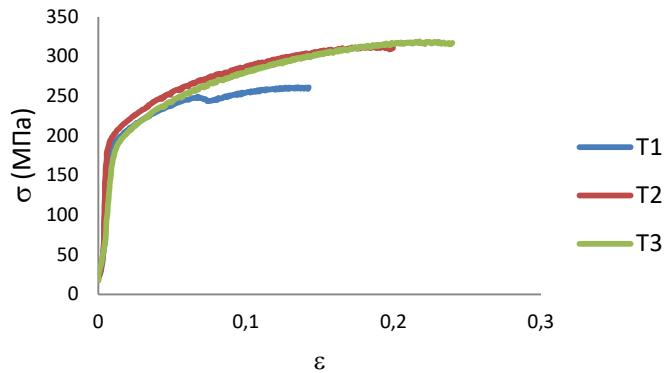


Рис. 9. Графики напряжения-деформации образцов Cu+SiC F400 90/10, порезанных в вертикальном направлении  
Fig. 9. Stress-strain diagrams of specimens Cu+SiC F400 90/10 cut vertically

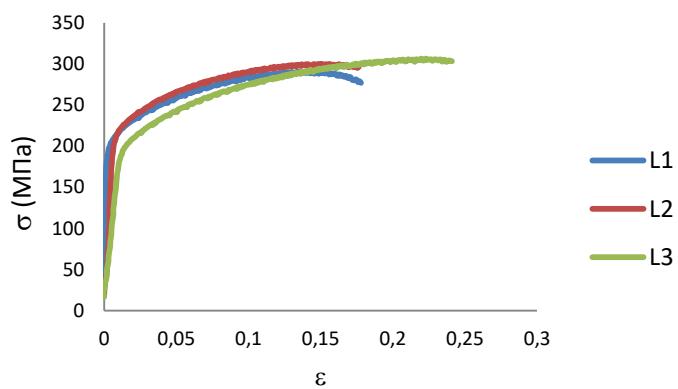


Рис. 10. Графики напряжения-деформации образцов Cu+SiC F400 90/10, порезанных  
в горизонтальном направлении  
Fig. 10. Stress-strain diagrams of specimens Cu+SiC F400 90/10 cut horizontally

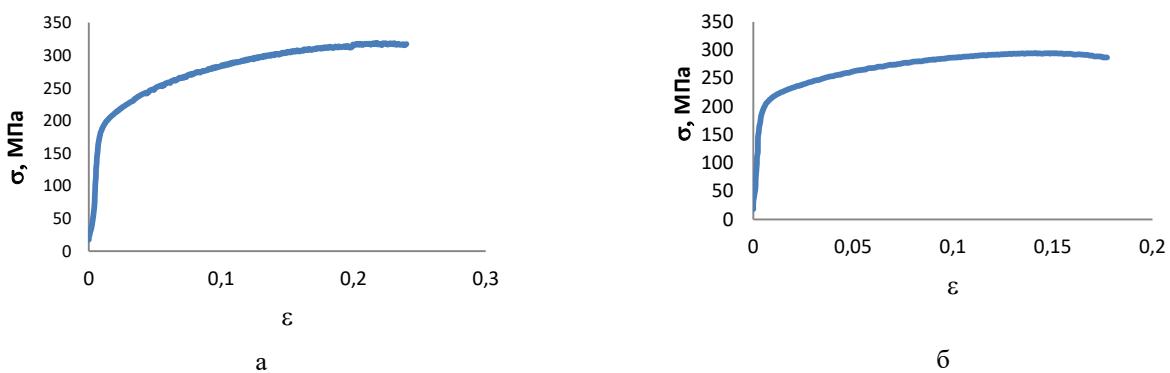


Рис. 11. Средний график напряжения-деформации образцов Cu+SiC F400 90/10, порезанных в вертикальном  
направлении (а) и в горизонтальном направлении (б)  
Fig. 11. Average stress-strain diagram of specimens Cu+SiC F400 90/10 cut vertically (a) and cut horizontally (b)

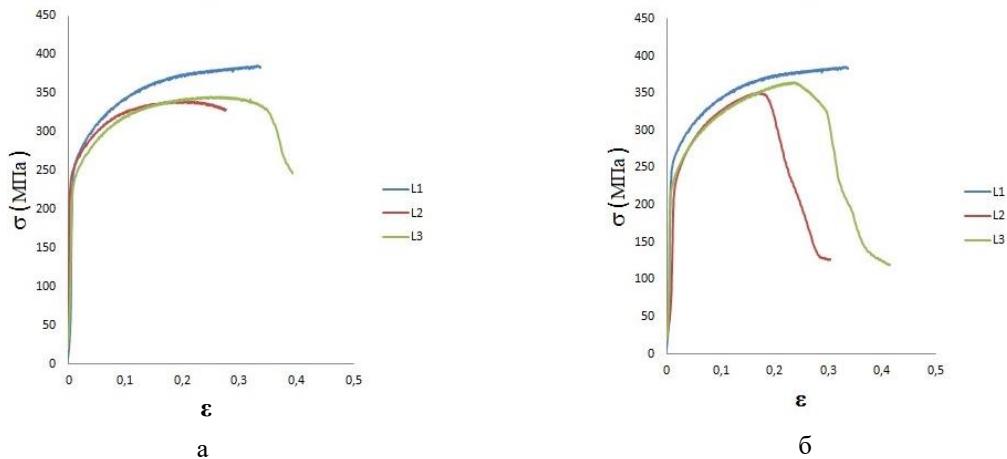


Рис. 12. Графики напряжения-деформации образцов Cu+SiC F400 80/20, разрезанных в поперечном направлении (а) и в вертикальном направлении (б)

Fig. 12. Stress-strain diagrams of specimens Cu+SiC F400 80/20 cut in a transverse direction (a) and cut vertically (b)

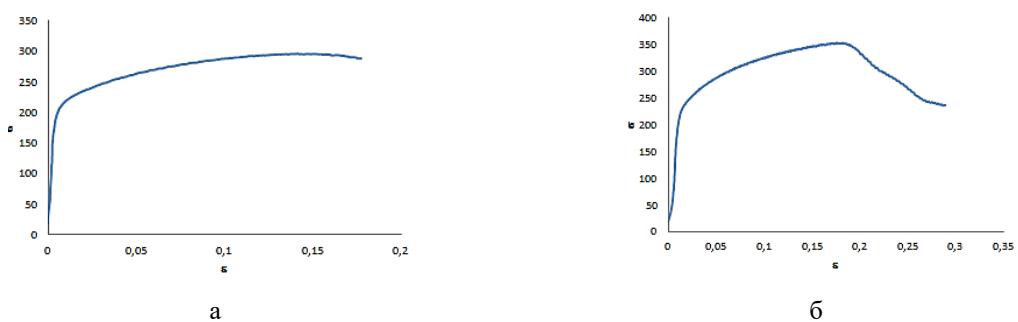


Рис. 13. Средний график напряжения-деформации образцов Cu+SiC F400 80/20, разрезанных в горизонтальном направлении (а) и в вертикальном направлении (б)

Fig. 13. Average stress-strain diagram of specimens Cu+SiC F400 80/20 cut horizontally (a) and cut vertically (b)

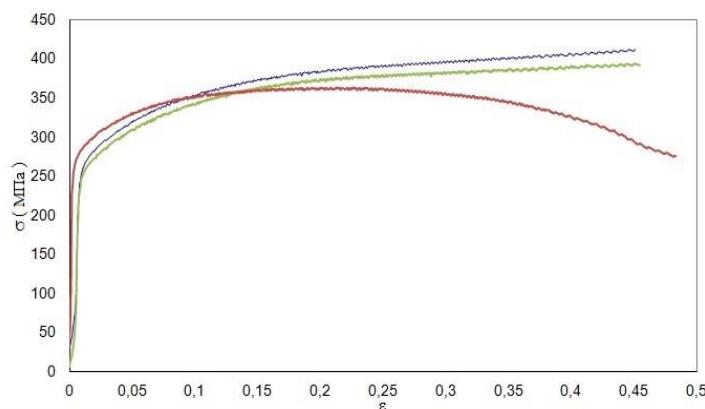


Рис. 14. Графики напряжения-деформации образцов Cu+SiC F400 70/30, разрезанных в горизонтальном направлении

Fig. 14. Stress-strain diagrams of specimens Cu+SiC F400 70/30 cut horizontally

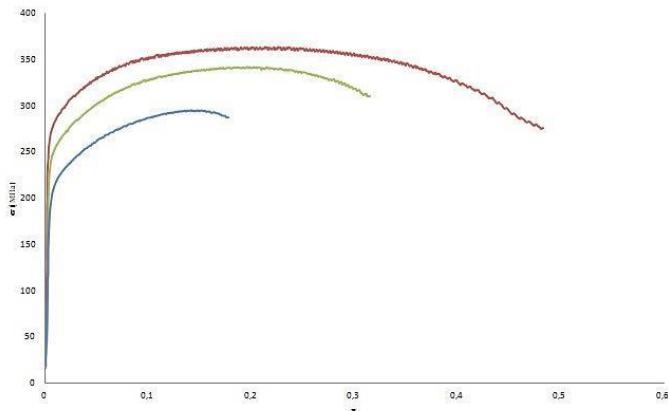


Рис. 15. Графики напряжения-деформации образцов Cu+SiC F400 70/30 (красный), Cu+SiC F400 80/20 (зеленый), Cu+SiC F400 90/10 (синий)

Fig. 15. Stress-strain diagrams of specimens Cu+SiC F400 70/30 (red), Cu+SiC F400 80/20 (green), Cu+SiC F400 90/10 (blue)

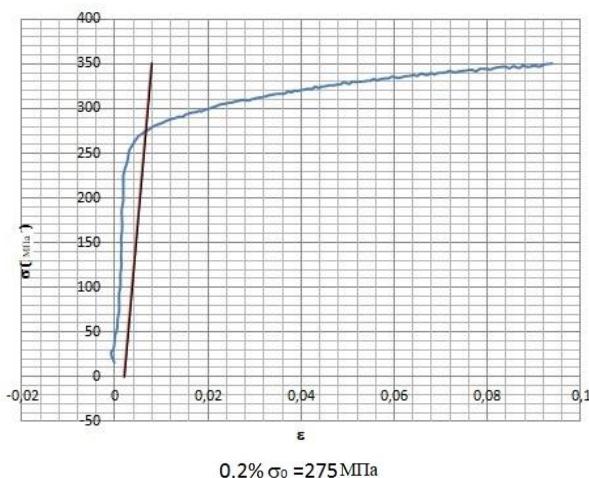


Рис. 16. Пример определения предела текучести для образцов Cu+SiC F400 70/30

Fig. 16. Yield strength determination for specimens Cu+SiC F400 70/30 for reference

### Микроструктура покрытий

Для изучения микроструктуры покрытий использовали сканирующий электронный микроскоп. В результате было выявлено, что частицы карбида кремния равномерно распределены в покрытии (рис. 17).

Прежде всего, данные фото позволили рассчитать процентное содержание карбида кремния в объеме покрытия. Результаты этих расчетов сведены в табл. 3.

Кроме того, полученные фото позволяют объяснить причину разрушения образцов при испытании на сжатие. На рис. 18 в образце Cu+SiC F400 90/10 видно довольно большое количество пор.

В образце Cu+SiC F400 80/20 пористостей не обнаружено, но на фото четко видна граница

между двумя слоями порошка (рис. 19), что также может быть причиной плохой микроструктуры и дальнейших разрушений в ходе испытаний.

На рис. 17 также видно, что покрытие с 30% керамики обладает равномерной микроструктурой и отсутствием каких-либо дефектов. Это может говорить, что в данном образце сделан оптимальный выбор технологических параметров и количества карбида кремния в покрытии.

Фото, полученные с электронного сканирующего микроскопа, дали наглядное представление об адгезии между покрытием и подложкой. На рис. 20, а виден дефект и отсутствие адгезии между подложкой и покрытием Cu+SiC F400 80/20, напыленным при температуре 400°C, на рис. 20, б наблюдается хорошая адгезия у покрытия Cu+SiC F400 80/20, напыленным при температуре 500°C.

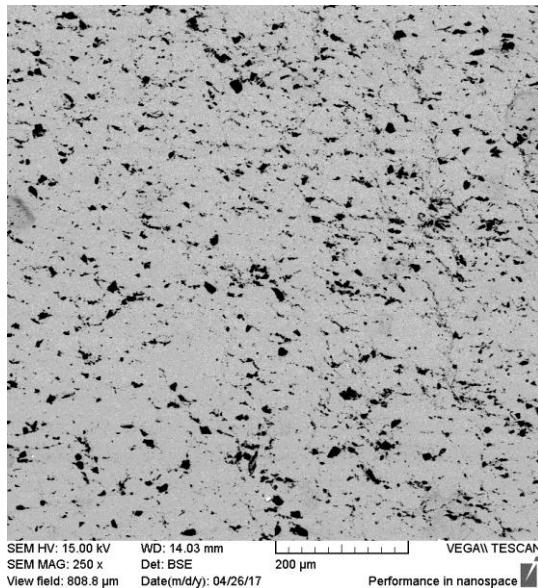


Рис. 17. Микроструктура покрытия Cu+SiC F400 70/30

Fig. 17. Microstructure of Cu+SiC F400 70/30 coating

Таблица 3. Процентное содержание карбида кремния в покрытии

Table 3. Silicon carbide percentage in the coating

Смесь	T, °C	Содержание карбида по массе, %	Содержание карбида по объему, %	Содержание карбида в покрытии по объему, %
Cu+SiC(F400)	400	20	41,5	4,2
Cu+SiC(F400)	500	30	55	7,6
Cu+SiC(F400)	500	20	41,5	4,3
Cu+SiC(F400)	500	10	24	2,9
Cu+SiC(F1200)	500	30	55	4,4
Cu+SiC(F1200)	500	10	24	3,5

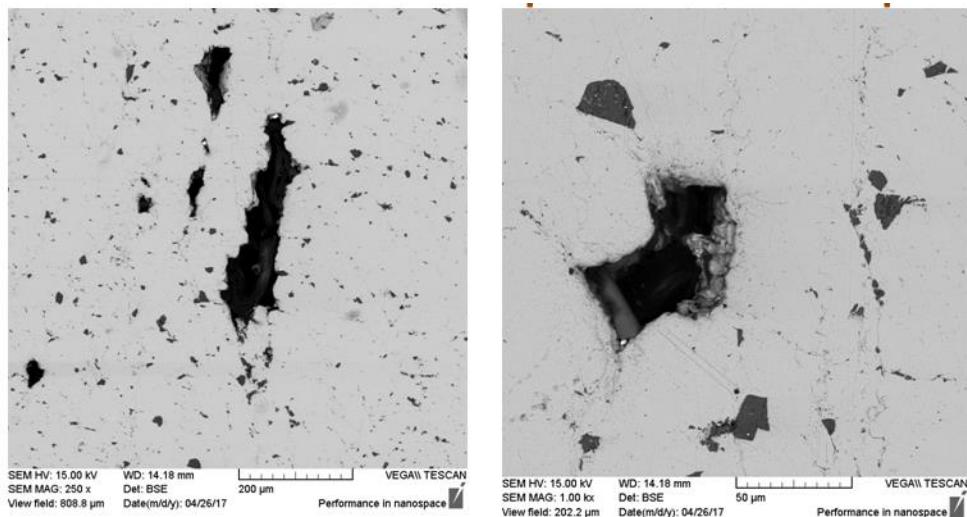


Рис. 18. Микроструктура покрытия Cu+SiC F400 90/10

Fig. 18. Microstructure of Cu+SiC F400 90/10 coating

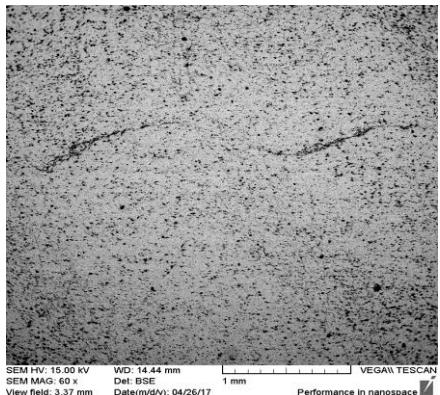


Рис. 19. Микроструктура покрытия Cu+SiC F400 80/20

Fig. 19. Microstructure of Cu+SiC F400 80/20 coating

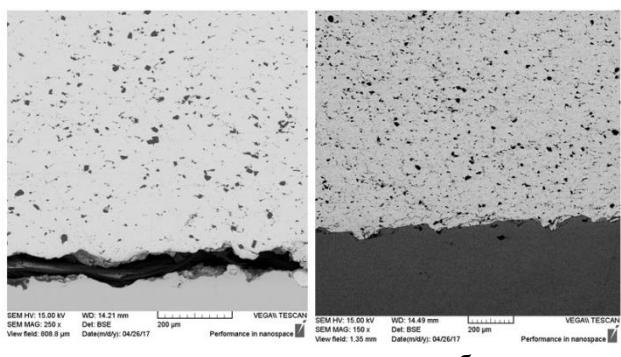


Рис. 20. Адгезия между подложкой и покрытием

Fig. 20. Adhesion between the substrate and the coating

### Микротвердость покрытий

Для каждого покрытия и подложки был выполнен ряд измерений (не менее 20 точек) микротвердости по Викерсу. Средние значения микротвердости каждого покрытия были сведены в табл. 4.

Таблица 4. Микротвердость покрытий и подложки

Table 4. Microhardness of coatings and the substrate

Образец	Среднее значение микротвердости, HV
70Cu30SiC_F400_400C	109
70Cu30SiC_F400_500C	97
70Cu30SiC_F1200_500C	107
80Cu20SiC_F400_400C	108
80Cu20SiC_F400_500C	97
90Cu10SiC_F400_400C	94
90Cu10SiC_F400_500C	88
90Cu10SiC_F1200_400C	107
90Cu10SiC_F1200_500C	98
Стальная подложка	123

Из приведенных значений можно сделать вывод, что температура процесса оказывает влияние на микротвердость полученных покрытий. В среднем при повышении температуры от 400 до 500°C микротвердость уменьшается на 12 единиц.

### Заключение

В ходе эксперимента было выявлено следующее:

1. Подготовка поверхности и её шероховатость является важным фактором для получения покрытия с хорошей адгезией. Результаты показывают, что подложка, обработанная мелким абразивом ( $R_a = 6,4585$ ,  $R_z = 40,2872$ ), имеет плохую адгезию с покрытием по сравнению с подложкой, обработанной крупным абразивом ( $R_a = 13,0836$ ,  $R_z = 67,1559$ ).

2. Напыление чистой меди без карбида кремния методом ХГН технологически невозможно ввиду отсутствия адгезии к подложке. Это ещё раз подтверждает положительность решения о добавлении частиц карбида кремния в смесь.

3. Применение порошка мелкой фракции приводит к уменьшению эффективности напыления ввиду агломерирования мелких частиц в смеси и последующее засорение ствола установки.

4. Как показали испытания на сжатие, все покрытия обладают изотропностью механических свойств во всех направлениях. Кроме того, наилучшими механическими свойствами обладает покрытие с 30% карбида кремния.

5. Фото, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа, также говорят о том, что покрытие с 30% карбида кремния обладают лучшей микроструктурой по сравнению с покрытиями с 10 и 20% карбида кремния.

6. Измерения на микротвердость показали, что при повышении температуры рабочего газа с 400 до 500°C микротвердость в среднем уменьшается на 12 единиц по Викерсу, но все же соответствует допустимым значениям.

7. Однако расчеты, полученные при помощи программного комплекса, говорят о том, что с повышением температуры потока газа до 500°C растет эффективность напыления порошка.

В целом были получены оптимальные технологические параметры процесса ХГН, а также оптимальное содержание карбида кремния в смеси, которые дают высококачественные покрытия с нужными механическими свойствами.

Список источников

1. Wang Q., Birbilis N. and Zhang M.X., On the formation of a diffusion bond from cold-spray coatings, *Mater. Trans. A: Phys. Metall. Mater. Sci.*, 2012, 43, 1395-1399.
2. Lee M.S., Choi H.J., Choi J.W. and Kim H.J., Application of cold spray coating technique to an underground disposal copper canister and its corrosion properties, *Nucl. Eng. Technol.*, 2011, 43, 557-566.
3. King P.C., Bae G., Zahiri S.H., Jahedi M. and Lee C., An experimental and finite element study of cold spray copper impact onto two aluminum substrates, *J. Thermal Spray Technology*, 2010, 19, 620-634.
4. Fukumoto M., Terada H., Mashiko M., Sato K., Yamada M. and Yamaguchi E., Deposition of copper fine particle by cold spray process, *Mater. Trans.*, 2009, 50, 1482-1488.
5. Karthikeyan J. and Kay A., Cold spray processing of copper and copper alloys, *Adv. Mater. Process.*, 2005, 163, 49.
6. Champagne V.K., Jr, Helfritch D., Leyman P., Grenndahl S. and Klotz B., Interface material mixing formed by the deposition of copper on aluminum by means of the cold spray process, *J. Thermal Spray Technology*, 2005, 14, 330-334.
7. Li W.-Y., Zhang G., Zhang C., Elkedi O., Liao H. and Coddet C., Improvement of microstructure and property of cold sprayed Cu-4at.% Cr-2at.% Nb alloy by heat treatment, *Scr. Mater.*, 2006, 55, 327-330.
8. Koivuluoto H., Coleman A., Murray K., Kearns M. and Vuoristo P., High pressure cold sprayed (HPCS) and low pressure cold sprayed (LPCS) coatings prepared from OFHC Cu Feedstock: overview from powder characteristics to coating properties, *J. Thermal Spray Technology*, 2012, 21, 1065-1075.
9. Koivuluoto H., Lagerbom J. and Vuoristo P., Microstructural studies of cold sprayed copper, nickel, and nickel-30% copper coatings, *J. Thermal Spray Technology*, 2007, 16, 488-497.
10. Fernandez R., MacDonald D., Nastic' A., Jodoin B., Tieu A. and Vijay M. Enhancement and Prediction of Adhesion Strength of Copper Cold Spray Coatings on Steel Substrates for Nuclear Fuel Repository, *J. Thermal Spray Technology* (2016) 25: 1577-1587.
11. Klinkov S.V., Kosarev\* V.F., Ryashin N.S. and Shikalov V.S. Experimental study of cold gas spraying through a mask. Part 1, Thermophysics and Aeromechanics, 2016, vol. 23, no. 5.
12. Rastjagaev E., Wilde J., Wielage B., Grund T. and Kummel S., Development and testing of cold gas sprayed circuit boards for power electronics applications, Proc. 7th Int. Conf. on Integrated power electronics systems, Nuremberg, Germany, March 2012, IEEE Power Electronics Society, 154-159.
13. Marx S., Paul A., Kohler A. and Hutt G., Cold spraying: innovative layers for new applications, *J. Thermal Spray Technology*, 2006, 15, 177-183.
14. Grund W.T., Rupprecht C., Kuemmel S. and Wielage B. New method for producing power electronic circuit boards by cold-gas spraying and investigation of adhesion mechanisms, *Surface & Coatings Technology*, 2010, vol. 205, no. 4, pp. 1115-1118.
15. Nepochatov Yu., Deis G., Bogaev A. and Shkodkin A. Developing the technology for manufacturing metalplated substrates for power electronics units, *Sovremennaya Electronika*, 2010, no. 9, pp. 12-15.
16. Ernst K.-R., Braeutigam J., Gaertner F. and Klassen T. Effect of substrate temperature on cold-gas-sprayed coatings on ceramic substrates, *J. Thermal Spray Technology*, 2013, vol. 22, no. 2-3, pp. 422-432.
17. Donner K.-R., Gaertner F. and Klassen T. Metallization of thin Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layers in power electronics using cold gas spraying, *J. Thermal Spray Technology*, 2011, vol. 20, no. 1-2, pp. 299-306.
18. Boyle C.H. and Meguid S.A. Mechanical Performance of Integrally Bonded Copper Coatings for the Long Term Disposal of Used Nuclear Fuel, *Nucl. Eng. Des.*, 2015, 293, pp. 403-412.
19. Keech P.G., Vo P., Ramamurthy S., Chen J., Jacklin R. and Shoesmith D.W. Design and Development of Copper Coatings for Long Term Storage of Used Nuclear Fuel, *Corros. Eng. Sci. Technol.*, 2014, 49(6), pp. 425-430.
20. Nuclear Waste Management Organization, Preliminary Assessment for Siting a Deep Geological Repository for Canada's Used Nuclear Fuel: The corporation of the town of Blind River, Ontario, Toronto, ON, 2014.
21. Irissou E., Vo D.P.P., Keech P. and Legoux J.G. Cold Sprayed Corrosion Protection Coating for Nuclear Waste Repository Canister, in North American Cold Spray Conference, 2012.
22. Fukumoto M., Wada H., Tanabe K., Yamada M., Yamaguchi E., Niwa A., Sugimoto M. and Izawa M. Effect of Substrate Temperature on Deposition Behavior of Copper Particles on Substrate Surfaces in the Cold Spray Process, *J. Thermal Spray Technology*, 2007, 16(5-6), pp. 643-650.
23. Huang R., Ma W. and Fukanuma H. Development of Ultra-Strong Adhesive Strength Coatings Using Cold Spray, *Surf. Coatings Technol.*, 2014, 258, pp. 832-841.
24. Jakupi P., Keech P.G., Barker I., Ramamurthy S., Jacklin R.L., Shoesmith D.W. and Moser D.E. Characterization of Commercially Cold Sprayed Copper Coatings and Determination of the Effects of Impacting Copper Powder Velocities, *J. Nucl. Mater.*, 2015, 466, pp. 1-11.
25. Partovi-Nia R., Ramamurthy S., Zagidulin D., Chen J., Jacklin R., Keech P. and Shoesmith D.W. Corrosion of Cold Spray Deposited Copper Coating on Steel Substrates, *Corrosion*, 2015, 71(10), pp. 1237-1247.
26. Standish T., Chen J., Jacklin R., Jakupi P., Ramamurthy S., Zagidulin D., Keech P. and Shoesmith D. Corrosion of Copper-Coated Steel High Level Nucle-

ar Waste Containers Under Permanent Disposal Conditions, *Electrochim. Acta*, 2016.

27. Maev E.R.G., Leshchynsky V., Strumban E. and Dzhurinskiy D. Influence of Grit Blasting on the Interface Roughness and Adhesion Strength of Cold Sprayed Copper Coatings, in *Thermal Spray 2015: Proceedings from the International Thermal Spray Conference and Exposition*, 2015, pp. 493-497.

28. Maev R.G., Leshchynsky V., Strumban E., Dzhurinskiy D., Kocimski J. and Maeva E. Structure and Mechanical Properties of Thick Copper Coating Made by Cold Spray, *J. Thermal Spray Technology*, 2016, 25(1), pp. 113-122.

29. Choi H.-J., Lee M. and Lee J.Y. Application of a cold SprayTechnique to the Fabrication of a Copper Canister for the Geological Disposal of CANDU Spent Fuels, *Nucl. Eng. Des.*, 2010, 240(10), pp. 2714-2720.

30. DOE/RW-0576, 2005. Science and Technology Program Plan. DOE, USA.

31. Borchers C., Gartner F., Stoltenhoff T., Assadi H., Kreye H., Gartner F., Stoltenhoff T., Assadi H. and Kreye H. Microstructural and Macroscopic Properties of Cold Sprayed Copper Coatings, *J. Appl. Phys.*, 2003.

32. Fukanuma H., Ohno N., Toda/JPN A study of adhesive strength of cold spray coatings, *Thermal Spray 2004: Advances in Technology and Applications* (ASM International), 2004.

33. Renzhong Huang, Wenhua Ma, Hirotaka Fukanuma, Development of ultra-strong adhesive strength coatings using cold spray, *Surface & Coatings Technology*, 2014.

34. Masahiro Fukumoto, Hiroki Teradal, Masahiro Mashiko, Kazunori Sato, Motohiro Yamada and Eiji Yamaguchi, Deposition of Copper Fine Particle by Cold Spray Process, *Materials Transactions*, vol. 50, no. 6, 2009.

35. XIE Jing, Nelia Daniel, Walter-Le Berre Hélène, Ichikawa Yuji, Ogawa Kazuhiro, Numerical simulation of the cold spray deposition process for aluminum and copper, *Proceedings of the ASME 2012 11th Biennial Conference on Engineering Systems Design and Analysis ESDA2012 July 2-4, 2012*.

Yamada M., Yamaguchi E. Deposition of copper fine particle by cold spray process. *Mater. Trans.*, 2009, 50, 1482-1488.

5. Karthikeyan J., Kay A. Cold spray processing of copper and copper alloys. *Adv. Mater. Process.*, 2005, 163, 49.

6. Champagne V.K., Helfritch D. Jr, Leyman P., Gren-dahl S., Klotz B. Interface material mixing formed by the deposition of copper on aluminum by means of the cold spray process. *J. Thermal Spray Technology*, 2005, 14, 330-334.

7. Li W.-Y., Zhang G., Zhang C., Elkedi O., Liao H., Coddet C. Improvement of microstructure and property of cold sprayed Cu-4at.% Cr-2at.% Nb alloy by heat treatment. *Scr. Mater.*, 2006, 55, 327-330.

8. Koivuluoto H., Coleman A., Murray K., Kearns M., Vuoristo P. High pressure cold sprayed (HPCS) and low pressure cold sprayed (LPCS) coatings prepared from OFHC Cu Feedstock: overview from powder characteristics to coating properties. *J. Thermal Spray Technology*, 2012, 21, 1065-1075.

9. Koivuluoto H., Lagerbom J., Vuoristo P. Microstructural studies of cold sprayed copper, nickel, and nickel-30% copper coatings. *J. Thermal Spray Technology*, 2007, 16, 488-497.

10. Fernandez R., MacDonald D., Nastic' A., Jodoin B., Tieu A., Vijay M. Enhancement and prediction of adhesion strength of copper cold spray coatings on steel substrates for nuclear fuel repository. *J. Thermal Spray Technology*, 2016, 25, 1577-1587.

11. Klinkov S.V., Kosarev V.F., Ryashin N.S., Shikalov V.S. Experimental study of cold gas spraying through a mask. Part 1, *Thermophysics and Aeromechanics*, 2016, 23, 5.

12. Rastjagaev E., Wilde J., Wielage B., Grund T., Kum-mel S. Development and testing of cold gas sprayed circuit boards for power electronics applications, *Proc. 7th Int. Conf. on Integrated power electronics systems*, Nuremberg, Germany, March 2012, IEEE Power Electronics Society, 154-159.

13. Marx S., Paul A., Kohler A., Hutt G. Cold spraying: innovative layers for new applications. *J. Thermal Spray Technology*, 2006, 15, 177-183.

14. Grund W.T., Rupprecht C., Kuemmel S., Wielage B. New method for producing power electronic circuit boards by cold-gas spraying and investigation of adhesion mechanisms. *Surface & Coatings Technology*, 2010, 205 (4), 1115-1118.

15. Nepochatov Yu., Deis G., Bogaev A., Shkodkin A. Developing the technology for manufacturing metalplated substrates for power electronics units. *Sovremennaya elektronika* [Modern Electronics], 2010, no. 9, pp. 12-15. (In Russ.)

16. Ernst K.-R., Braeutigam J., Gaertner F., Klassen T. Effect of substrate temperature on cold-gas-sprayed coatings on ceramic substrates. *J. Thermal Spray Technology*, 2013, 22 (2-3), 422-432.

### References

1. Wang Q., Birbilis N., Zhang M.X. On the formation of a diffusion bond from cold-spray coatings. *Metall. Mater. Trans. A: Phys. Metall. Mater. Sci.*, 2012, 43, 1395-1399.
2. Lee M.S., Choi H.J., Choi J.W., Kim H.J. Application of cold spray coating technique to an underground disposal copper canister and its corrosion properties. *Nucl. Eng. Technol.*, 2011, 43, 557-566.
3. King P.C., Bae G., Zahiri S.H., Jahedi M., Lee C. An experimental and finite element study of cold spray copper impact onto two aluminum substrates. *J. Thermal Spray Technology*, 2010, 19, 620-634.
4. Fukumoto M., Terada H., Mashiko M., Sato K.,

17. Donner K.-R., Gaertner F., Klassen T. Metallization of thin Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layers in power electronics using cold gas spraying. *J. Thermal Spray Technology*, 2011, 20 (1-2), 299-306.

18. Boyle C.H., Meguid S.A. Mechanical performance of integrally bonded copper coatings for the long term disposal of used nuclear fuel. *Nucl. Eng. Des.*, 2015, 293, 403-412.

19. Keech P.G., Vo P., Ramamurthy S., Chen J., Jacklin R., Shoesmith D.W. Design and development of copper coatings for long term storage of used nuclear fuel. *Corros. Eng. Sci. Technol.*, 2014, 49(6), 425-430.

20. Nuclear Waste Management Organization. Preliminary assessment for siting a deep geological repository for Canada's used nuclear fuel: The corporation of the town of Blind River, Ontario, Toronto, ON, 2014.

21. Irissou E., Vo D.P.P., Keech P., Legoux J.G. Cold sprayed corrosion protection coating for nuclear waste repository canister. North American Cold Spray Conference, 2012.

22. Fukumoto M., Wada H., Tanabe K., Yamada M., Yamaguchi E., Niwa A., Sugimoto M., Izawa M. Effect of substrate temperature on deposition behavior of copper particles on substrate surfaces in the cold spray process. *J. Thermal Spray Technology*, 2007, 16(5-6), 643-650.

23. Huang R., Ma W., Fukanuma H. Development of ultra-strong adhesive strength coatings using cold spray. *Surf. Coatings Technology*, 2014, 258, 832-841.

24. Jakupi P., Keech P.G., Barker I., Ramamurthy S., Jacklin R.L., Shoesmith D.W., Moser D.E. Characterization of commercially cold sprayed copper coatings and determination of the effects of impacting copper powder velocities. *J. Nucl. Mater.*, 2015, 466, 1-11.

25. Partovi-Nia R., Ramamurthy S., Zagidulin D., Chen J., Jacklin R., Keech P., Shoesmith D.W. Corrosion of cold spray deposited copper coating on steel substrates. *Corrosion*, 2015, 71(10), 1237-1247.

26. Standish T., Chen J., Jacklin R., Jakupi P., Ramamurthy S., Zagidulin D., Keech P., Shoesmith D. Corrosion of copper-coated steel high level nuclear waste containers under permanent disposal conditions. *Elec-trochim. Acta*, 2016.

27. Maev R.Gr., Leshchinsky V., Strumban E., Dzhurinskij D., Maeva E. Influence of grit blasting on the interface roughness and adhesion strength of cold sprayed copper coatings. *Thermal Spray 2015: Proceedings from the International Thermal Spray Conference and Exposition*, 2015, pp. 493-497.

28. Maev R.Gr., Leshchinsky V., Strumban E., Dzhurinskij D., Kocimski J., Maeva E. Structure and mechanical properties of thick copper coating made by cold spray. *J. Thermal Spray Technology*, 2016, 25(1), 113-122.

29. Choi H.-J., Lee M., Lee J.Y. Application of a cold spray technique to the fabrication of a copper canister for the geological disposal of CANDU spent fuels. *Nucl. Eng. Des.*, 2010, 240(10), 2714-2720.

30. DOE/RW-0576, 2005. Science and Technology Program Plan. DOE, USA.

31. Borchers C., Gartner F., Stoltenhoff T., Assadi H., Kreye H., Gartner F., Stoltenhoff T., Assadi H., Kreye H. Microstructural and macroscopic properties of cold sprayed copper coatings. *J. Appl. Phys.*, 2003.

32. Fukanuma H., Ohno N. A study of adhesive strength of cold spray coatings. *Thermal Spray 2004: Advances in Technology and Applications* (ASM International), 2004.

33. Renzhong Huang, Wenhua Ma, Hirotaka Fukanuma. Development of ultra-strong adhesive strength coatings using cold spray. *Surface & Coatings Technology*, 2014.

34. Masahiro Fukumoto, Hiroki Terada, Masahiro Mashiko, Kazunori Sato, Motohiro Yamada, Eiji Yamaguchi. Deposition of copper fine particle by cold spray process. *Materials Transactions*, 2009, 50 (6).

35. Jing Xie, Nelias Daniel, Walter-Le Berre Hélène, Ichikawa Yuji, Ogawa Kazuhiro. Numerical simulation of the cold spray deposition process for aluminum and copper. *Proceedings of the ASME 2012 11th Biennial Conference on Engineering Systems Design and Analysis ESDA2012*, July 2-4, 2012.

Поступила 24.10.2022; принята к публикации 28.10.2022; опубликована 22.12.2022  
Submitted 24/10/2022; revised 28/10/2022; published 22/12/2022

**Серебряков Иван Сергеевич** – кандидат технических наук, инженер,  
SARDOU SA, Сен-Суппле, Франция.  
Email: ivan-serebr@yandex.ru.

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

**Напримерова Елена Дмитриевна** – студентка,  
Южно-Уральский государственный университет (НИУ), Челябинск, Россия.  
Email: naprimerovaed@susu.ru.

**Мясоедов Вячеслав Александрович** – студент,  
Южно-Уральский государственный университет (НИУ), Челябинск, Россия.  
Email: vmyasoedov74@mail.ru.

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

**Ivan S. Serebriakov** – PhD (Eng.), Engineer,  
SARDOU SA, Saint-Souplets, France.  
Email: ivan-serebr@yandex.ru.

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

**Elena D. Naprimerova** – student,  
South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia.  
Email: naprimerovaed@susu.ru.

**Vyacheslav A. Myasoedov** – student,  
South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia.  
Email: vmyasoedov74@mail.ru.

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