

УДК 66.017:66.018.2

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЧАСТИЦ БРОНЗЫ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

А. Е. Чесноков, С. В. Клинков, В. Ф. Косарев,
А. В. Смирнов, В. С. Шикалов

Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия
E-mails: chae@itam.nsc.ru, klyiii@yandex.ru, vkos@itam.nsc.ru,
asmirnov_04@mail.ru, v.shikalov@gmail.com

Исследуется влияние механической обработки частиц бронзы марки $\text{CuAl}_{10}\text{Fe}_3\text{Mn}_2$ с различной интенсивностью ввода энергии на процесс нанесения покрытий методом холодного газодинамического напыления и их свойства. Показано, что коэффициент напыления порошка меняется в зависимости от микротвердости и пористости напыляемых частиц. Приведено объяснение увеличения пористости (с 2 до 8 %) полученных покрытий в зависимости от режима и интенсивности механической обработки напыляемых частиц. Установлено, что размер области когерентного рассеяния, микротвердость материала и шероховатость покрытий, полученных из механически обработанного порошка, независимо от интенсивности ввода энергии мелющими телами в обрабатываемый материал имеют близкие значения.

Ключевые слова: холодное газодинамическое напыление, бронза, покрытия, высоко-энергетическая планетарная мельница, микротвердость, пористость, рентгенофазовый анализ.

DOI: 10.15372/PMTF20220108

Введение. В настоящее время покрытия из металлических, металлокерамических и керамических порошков с заданными физическими, химическими и механическими свойствами, нанесенные на детали машин, механизмов и инструмента различного назначения с использованием газодинамического и газотермического методов, широко применяются в производстве и промышленности. Такие покрытия обеспечивают высокую стойкость к интенсивным внешним воздействиям и повышают ресурс эксплуатации указанных деталей в экстремальных условиях. Недостатками напыляемых покрытий являются неравномерная плотность, пористость, низкая адгезия и значительная шероховатость, наличие микротрещин, изменение химического (фазового) состава материала [1]. Для получения покрытий

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 19-19-00335) с использованием оборудования центра коллективного пользования “Механика” (Институт теоретической и прикладной механики СО РАН).

© Чесноков А. Е., Клинков С. В., Косарев В. Ф., Смирнов А. В., Шикалов В. С., 2022

Режимы механической обработки порошка бронзы

Номер режима	E , Дж/г	P_a , с			
		$a = 117g$	$a = 60g$	$a = 45g$	$a = 30g$
1	148	30	85	126	240
2	591	120	339	503	960
3	887	180	509	755	1440
4	1183	240	679	1006	1920

Примечание. E — количество введенной энергии [11, 12], P_a — время обработки, a — ускорение мелющих тел.

с минимальным содержанием указанных дефектов проводятся исследования влияния физических свойств, формы и структуры частиц на процесс напыления и конечный результат — сформированное покрытие [2]. Последующая механическая обработка или высокоэнергетическое воздействие на покрытие лазерным излучением или электронным пучком позволяют уменьшить или устранить перечисленные дефекты [3–10].

Целью данной работы является исследование влияния предварительного высокоэнергетического воздействия на частицы с последующим нанесением их методом холодного газодинамического напыления (ХГН) на процесс получения покрытий и их характеристики.

Методика эксперимента. В экспериментах использовались исходный и механически обработанный в планетарной мельнице “Активатор-2SL” порошок бронзы марки БрА 10 ($\text{CuAl}_{10}\text{Fe}_3\text{Mn}_2$). Механическая обработка порошка проводилась в режимах работы планетарной мельницы, при которых наблюдались наиболее существенные изменения формы и структуры частиц (см. таблицу). В качестве мелющих тел использовались стальные шары диаметром 5 мм. Масса загружаемых шаров составляла 160 г для каждого барабана, масса загрузки обрабатываемого материала — 30 г.

Частицы порошка разделялись по размерам на вибростенде с использованием набора аналитических сит. После отсева использовался порошок с размерами частиц менее 90 мкм. Объемное и счетное распределения частиц определялись на анализаторе размеров частиц ($4 \cdot 10^{-2} \div 2 \cdot 10^3$ мкм) LS 13320 (Beckman Coulter). На рис. 1 представлены зависимости среднего d_{mean} , минимального d_{min} и максимального d_{max} размеров частиц от количества введенной энергии.

При увеличении количества энергии, введенной мелющими телами, механическая обработка частиц бронзы последовательно приводит к изменению структуры частиц с одновременным увеличением их твердости; образованию механических агломератов, состоящих из мелких частиц, с выраженными микротрещинами и трещинами на их границах; формированию более крупных агломератов, характеризующихся наличием закрытых и открытых пор; существенному увеличению размеров агломератов и налипанию материала на стенки барабана и поверхность мелющих тел.

Микротвердость материала частиц измерялась методом Виккерса с нагрузкой 25 г на твердомере DuraScan-50. На рис. 2 представлена зависимость микротвердости частиц исходного и механически обработанного порошков от количества введенной энергии. Механическая обработка частиц приводит к увеличению количества внутренних дефектов и напряжений в их объеме, вследствие чего уменьшается размер зерна и соответственно увеличивается твердость материала $\text{HV}_{0,025}$ (с 248 до 322).

Метод ХГН. Напыление покрытий проводилось на установке холодного газодинамического напыления (Институт теоретической и прикладной механики СО РАН) с помощью осесимметричного сопла Лаваля длиной 140 мм с диаметрами критического и выходно-

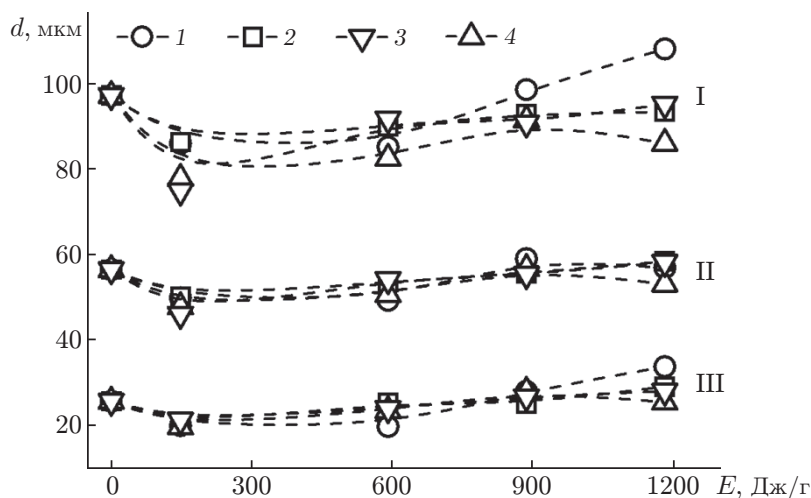


Рис. 1. Распределение частиц исходного и механически обработанного порошков: I — $d_{\max}$, II — d_{mean} , III — $d_{\min}$; 1 — $a = 117g$, 2 — $a = 60g$, 3 — $a = 45g$, 4 — $a = 30g$

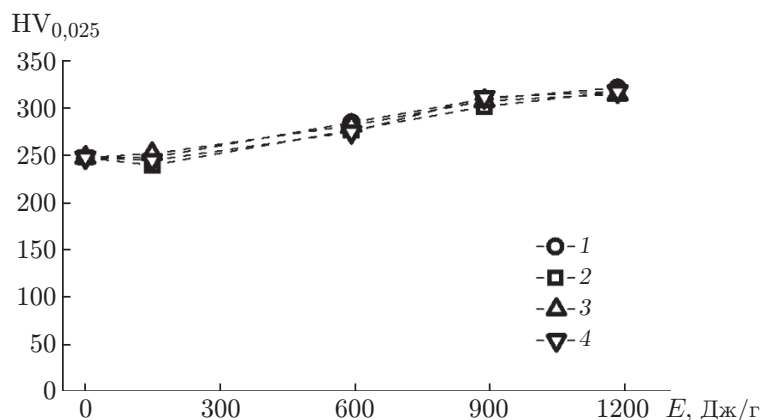


Рис. 2. Зависимость микротвердости частиц от режимов и параметров механической обработки порошка: 1 — $a = 117g$, 2 — $a = 60g$, 3 — $a = 45g$, 4 — $a = 30g$

го сечений 2,8 и 6,5 мм соответственно. В качестве рабочего газа использовался воздух, давление в форкамере поддерживалось постоянным (3,0 МПа), температура в форкамере составляла 600 °С. Расстояние от среза сопла до подложки было постоянным (30 мм), сопло двигалось относительно подложки со скоростью 25 мм/с.

Поверхности подложек размером $30 \times 30 \times 3$ мм из алюминиевого сплава АМГ2М подвергались предварительной обработке методом пескоструйной обдувки корундовым абразивом марки П63 узкой фракции ($300 \div 320$ мкм). Воздействие воздушно-абразивной струи при постоянном давлении 0,9 МПа осуществлялось равномерно по всей поверхности пластины с расстояния 20 мм в течение $10 \div 15$ с. Пескоструйная обработка приводит к появлению микрошероховатости поверхности, что способствует увеличению адгезионной прочности покрытия.

Для исследования структуры, пористости и микротвердости покрытий на подложках были подготовлены шлифы поперечного сечения образцов. Морфология и структура покрытий определялись с помощью электронного микроскопа Evo MA15 (Carl Zeiss) и детектора обратнорассеянных электронов, пористость покрытий — с использованием пакета

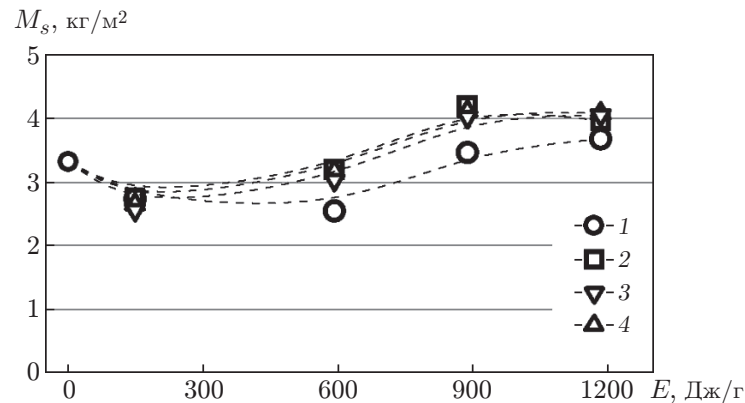


Рис. 3. Зависимость удельной массы покрытий от количества введенной энергии:
 1 — $a = 117g$, 2 — $a = 60g$, 3 — $a = 45g$, 4 — $a = 30g$

программ Image Analysis Software, поставляемого вместе с металлографическим микроскопом OLYMPUS GX-51.

Профили покрытий и трехмерная геометрическая картина поверхности шероховатости подложки и покрытий были получены с помощью профилометра CONTOURGT-K1 (Bruker Corporation) с панорамной съемкой. Исследовались пять поверхностей шириной 5 мм и длиной 10 мм.

Результаты исследования и их обсуждение. Особенностью метода холодного газодинамического напыления является получение покрытий без существенного нагрева частиц в процессе их напыления, поэтому материал сформированного покрытия имеет свойства, близкие к свойствам материала напыляемых частиц. Например, в работе [13] показано, что отдельные деформированные частицы, полученные из механически обработанного порошка и формирующие покрытие, наследуют структуру напыляемых частиц.

Коэффициент использования порошка является одним из основных параметров, характеризующих процесс напыления покрытий. На рис. 3 представлена зависимость удельной массы покрытий от количества введенной энергии. Приблизительно можно считать, что расход порошка через дозатор слабо зависит от времени его обработки. В этом случае масса покрытия пропорциональна коэффициенту напыления.

Из рис. 3 следует, что с увеличением количества введенной энергии масса покрытия (коэффициент напыления) сначала уменьшается, а затем увеличивается, причем при обработке в режимах 3, 4 оказывается даже больше начального значения (соответствующего необработанному порошку). Такое изменение массы покрытия трудно объяснить однозначно. Одной из гипотез является разрушение оксидной пленки на поверхности частиц при увеличении количества энергии, вводимой в процессе помола, вследствие чего увеличивается степень адгезии частиц к поверхности подложки (покрытия) при ударе. Однако из представленных результатов следует, что существуют более предпочтительные режимы обработки порошка. Например, более интенсивное воздействие, соответствующее ускорению мелющих тел $a = 117g$, как и недостаточное количество введенной энергии (например, $E = 148$ Дж/г), приводят к ухудшению результатов. Также нельзя исключать наличие связи между структурой частиц, коэффициентом напыления и пористостью покрытий. Например, в работе [2] показаны преимущества использования сферических, в том числе полых, порошков Al_2O_3 для осуществления термического напыления по сравнению с плотными порошками, полученными путем измельчения компакта. В частности, в случае детонационных покрытий при замене плотного порошка с несферическими частицами на плотный порошок со сферическими частицами пористость покрытий уменьшается более

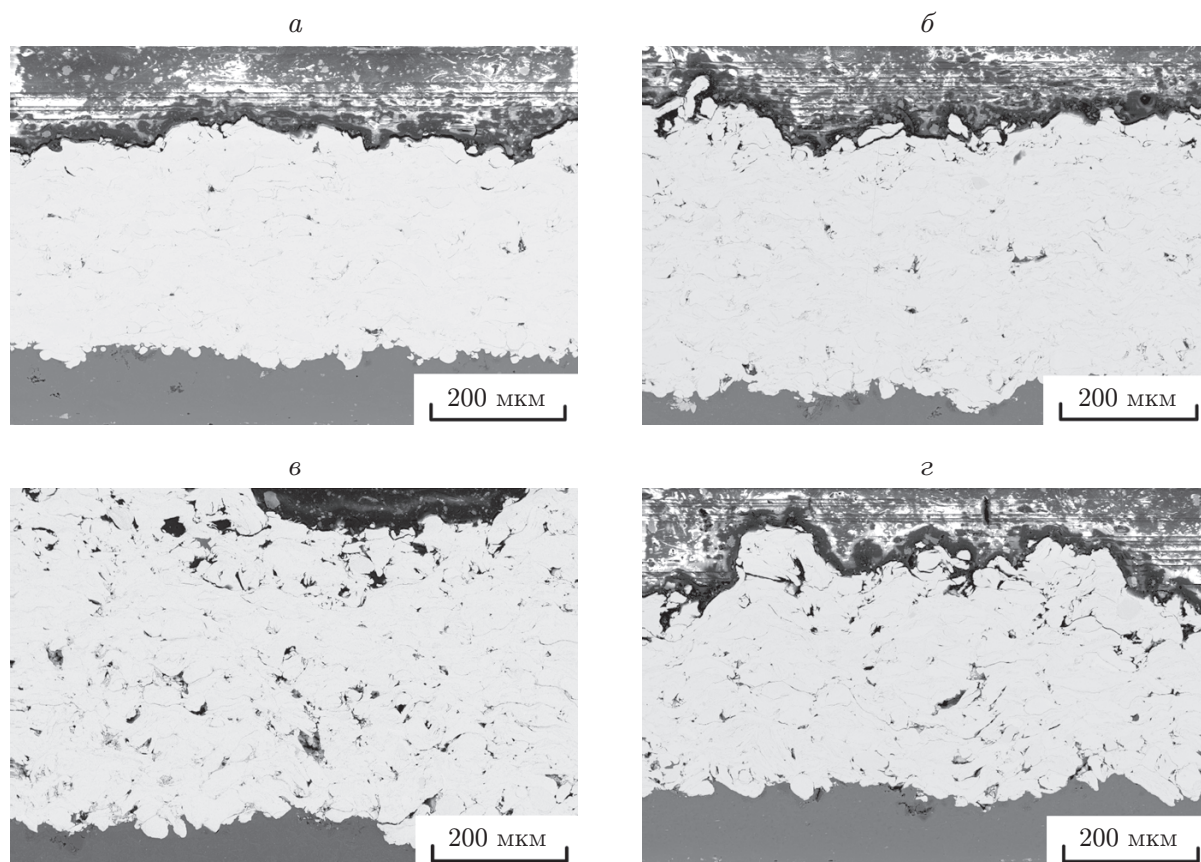


Рис. 4. Микрофотографии шлифа поперечного среза покрытий, полученных из механически обработанного порошка в первом режиме работы мельницы при $E = 148$ Дж/г:

a — $a = 117g$, $б$ — $a = 60g$, $в$ — $a = 45g$, $г$ — $a = 30g$

чем в два раза, а при замене плотного порошка с несферическими частицами на порошок со сферическими полыми частицами — уменьшается на порядок. В то же время при уменьшении пористости коэффициент напыления порошка увеличивается (составляет 23, 40 и 51 %). Покрытия, имеющие максимальную микротвердость, получаются при напылении порошка с частицами в виде полых сфер. Согласно результатам проведенного в данной работе исследования частицы порошка бронзы после длительной обработки имеют большую (до 15 %) пористость. Использование таких частиц при нанесении покрытий приводит к увеличению удельной массы покрытий M_s (см. рис. 3), что качественно согласуется с результатами работы [2], несмотря на то что при напылении методом ХГН плавления частиц не происходит.

Для исследования структуры покрытий были подготовлены шлифы поперечного сечения. На рис. 4 показано изменение структуры покрытий, напыленных из механически обработанного порошка в первом режиме (количество энергии, введенной мелющими телами в обрабатываемый материал, равно $E = 148$ Дж/г). Подобное изменение структуры было отмечено в случае покрытий, напыленных из механически обработанного порошка в четырех режимах при $a = 117g$ (см. таблицу).

Следует отметить, что формирование структуры покрытий при использовании метода ХГН является сложным процессом, закономерности которого полностью не изучены. На процесс напыления и структуру покрытия оказывают влияние различные физические

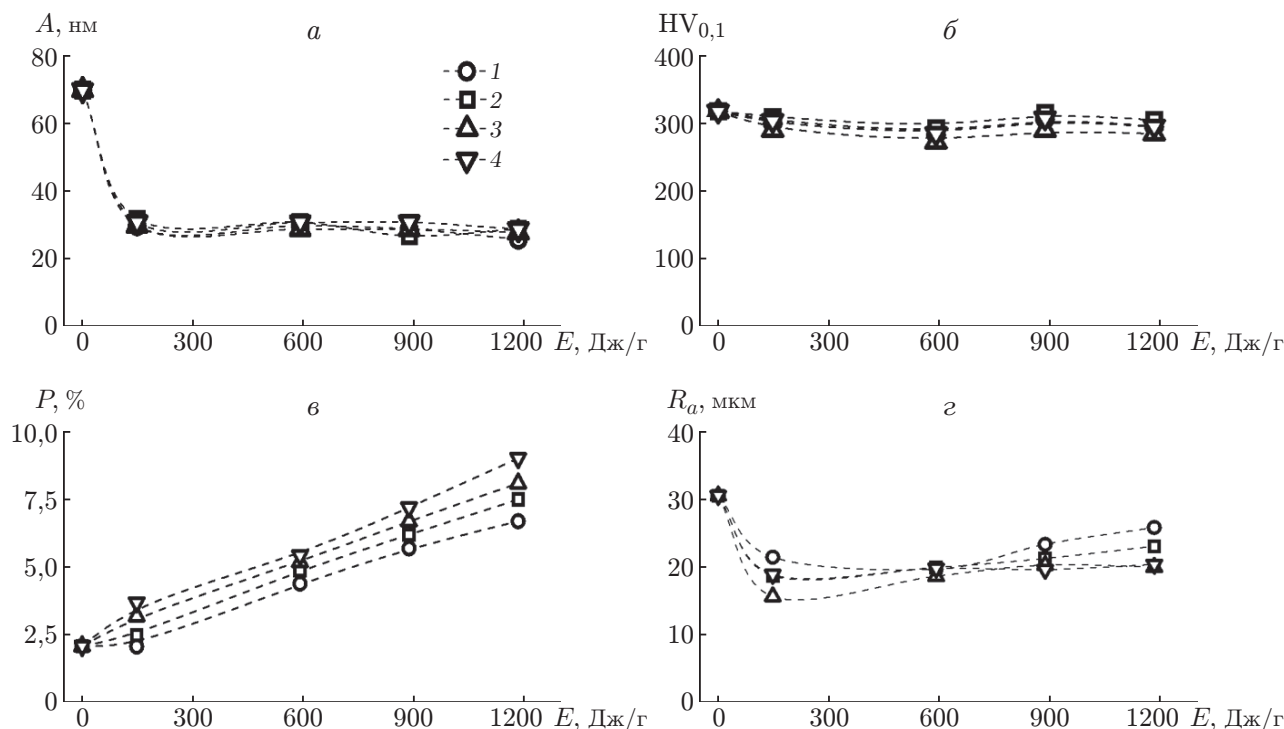


Рис. 5. Характеристики покрытий, полученных методом ХГН из исходного и механически обработанного порошков:

a — размер области когерентного рассеяния, $б$ — микротвердость, $в$ — пористость, $г$ — шероховатость; 1 — $a = 117g$, 2 — $a = 60g$, 3 — $a = 45g$, 4 — $a = 30g$

параметры, такие как скорость, температура, размер, форма и структура частицы, температура подложки, материал и состояние поверхности [1, 2, 14, 15]. При оценке значений температур и скоростей частиц напыляемого материала установлено, что частицы при соударении с поверхностью подложки, а в дальнейшем с поверхностью напыленного покрытия, имели температуру, приближенно равную 0,6 значения температуры плавления материала $T_{пл}$, а их средняя скорость не превышала 600 м/с. Таким образом, при формировании покрытий из исходного и механически обработанного порошков (длительность обработки 30 ÷ 120 с) кинетической энергии частицы достаточно для ее существенной деформации, приводящей к измельчению зерна (рис. 5,а) и соответственно к увеличению микротвердости материала (рис. 5,б). Можно предположить, что для механически агломерированных крупных пористых частиц характерны меньшие значения скоростей и температур. Следовательно, кинетическая энергия таких частиц при их соударении с подложкой расходуется только на деформацию, приводящую к уплотнению агломерата, но ее недостаточно для дальнейшей деформации. Отмеченное обстоятельство приводит к увеличению пористости покрытий. При этом пористость P покрытий, полученных из механически обработанного порошка, увеличивается для каждого режима механической обработки при уменьшении количества введенной энергии (рис. 5,в).

Также режимы обработки порошка оказывают существенное влияние на шероховатость покрытия. Из рис. 5,г следует, что при малой величине введенной энергии шероховатость R_a оказывается меньше, чем в случае покрытия, полученного из необработанного порошка. С увеличением количества энергии, введенной в обрабатываемый материал, шероховатость покрытия возрастает. Режиму более интенсивной обработки ($a = 117g$) соответствуют более шероховатые, но менее пористые покрытия (см. рис. 5,в). Получен-

ные значения шероховатости покрытий, как правило, больше исходной шероховатости поверхности подложки (17,5 мкм), возникающей при ее предварительной пескоструйной обработке.

Таким образом, механическая обработка порошка позволяет в ряде случаев увеличить коэффициент напыления и варьировать пористость покрытий.

Заключение. В работе проведено экспериментальное исследование и установлена связь между предварительной механической обработкой частиц бронзы марки $\text{CuAl}_{10}\text{Fe}_3\text{Mn}_2$ с различной интенсивностью ввода энергии мелющими телами и процессом напыления покрытий методом ХГН и их свойствами.

Показано, что уменьшение массы покрытий, полученных из механически обработанного порошка бронзы ($\tau_{bm} = 30 \div 120$ с), обусловлено напылением плотных частиц, материал которых характеризуется высокой твердостью. Показано, что напыление покрытий в интервале времени $180 \div 240$ с из механически обработанных порошков с частицами, имеющими пористость до 15 %, приводит к увеличению массы покрытий.

Установлено, что независимо от интенсивности ввода энергии в материал при его механической обработке полученные методом ХГН покрытия имеют одинаковые размер области когерентного рассеяния, микротвердость и шероховатость поверхности.

Показано, что динамика структуры покрытий, полученных из механически обработанного порошка, характерна для всех рассмотренных режимов, зависящих от количества введенной энергии. При этом происходит увеличение пористости покрытий с 2 до 8 %. Пористость покрытий, напыленных из порошка при минимальной интенсивности ввода энергии в материал, увеличивается в среднем в 1,4 раза для каждого режима работы мельницы.

Авторы выражают благодарность Т. М. Видюк за подготовку экспериментальных образцов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Чесноков А. Е., Смирнов А. В., Батраев И. С., Видюк Т. М.** Детонационное напыление меди, предварительно обработанной с помощью высокоэнергетических воздействий // ПМТФ. 2020. Т. 61, № 6. С. 153–159.
2. **Ulianitsky V. Yu., Solonenko O. P., Smirnov A. V., Batraev I. S.** Detonation spraying of hollow microspherical alumina powders // Proc. of the Intern. thermal spray conf. and exposit. (ITSC 2014), Barcelona (Spain), 21–23 May 2014. Düsseldorf: DVS-Berichte, 2014. V. 302. P. 668–673.
3. **Afzal M., Nusair Khanb A., Ben Mahmudd T., et al.** Effect of laser melting on plasma sprayed WC — 12 wt. % Co coatings // Surface Coatings Technol. 2015. V. 266. P. 22–30.
4. **Barletta M., Rubino G., Gisario A.** Adhesion and wear resistance of CVD diamond coatings on laser treated WC–Co substrates // Wear. 2002. V. 271, N 910. P. 2016–2024.
5. **Serra P., Miguel J. M., Morenza J. L., Guilemany J. M.** Structural characterization of laser-treated Cr_3C_2 –NiCr coatings // J. Materials Res. 2001. V. 16, N 12. P. 3416–3422.
6. **Li T., Lou Q., Dong J., et al.** Laser surface modification of H13 die steel using different laser spot sizes // Appl. Surface Sci. 2001. V. 172, N 34. P. 331–344.
7. **Фомин В. М., Голышев А. А., Косарев В. Ф. и др.** Создание гетерогенных материалов на основе порошков B_4C и Ni методом холодного газодинамического напыления с последующим послойным лазерным воздействием // ПМТФ. 2017. Т. 58, № 5. С. 218–227.
8. **Zhang Y. M., Hida M., Sakakibara A., Takemoto Y.** Effect of WC addition on microstructures of laser melted Ni-based alloy powder // Surface Coatings Technol. 2003. V. 170. P. 384–388.

9. **Иванов Ю. Ф., Овчаренко В. Е., Солоненко О. П. и др.** Импульсная электронно-пучковая обработка металлокерамических плазменных покрытий TiC–NiCr // Изв. вузов. Физика. 2014. № 3/3. С. 140–143.
10. **Ivanov K. V., Chesnokov A. E., Smirnov A. V.** Application of high current pulsed electron beam irradiation to smoothing of cold spray aluminum bronze coating // Vacuum. 2022. V. 197. 110780. DOI: 10.1016/j.vacuum.2021.110780.
11. **Klinkov S. V., Kosarev V. F., Chesnokov A. E., et al.** Investigation of influence of input energy during ball milling of aluminum powder // Solid State Phenomena. 2021. V. 313. P. 143–151.
12. **Poluboyarov V. A., Korotaeva Z. A., Kisilevich S. N., et al.** Influence of mechanical treatment of aspirin on the kinetics of its dissolution in water // J. Phys. Chem. 1999. V. 73. P. 1094–1099.
13. **Vidyuk T. M., Chesnokov A. E., Smirnov A. V., Shikalov V. S.** The effect of ball milling in a planetary mill on aluminium particles microstructure and properties of cold sprayed coatings // J. Phys.: Conf. Ser. 2019. V. 1404. 012049.
14. **Gao P.-H., Li Y.-G., Li C.-J., et al.** Influence of powder porous structure on the deposition behavior of cold-sprayed WC–12Co coatings // J. Thermal Spray Technol. 2008. V. 17. P. 742–749. DOI: 1007/s11666-008-9258-1.
15. **Wang H.-D., Zhou Y., Shi K., et al.** Effect of powder characteristics on the microstructure and abrasive wear performance of HVOF sprayed Cr₃C₂ — 25 % NiCr coatings // Trans. JWRI. 2011. Special issue. P. 43–44.

*Поступила в редакцию 18/XI 2020 г.,
после доработки — 18/XI 2020 г.
Принята к публикации 28/I 2021 г.*
