

УДК 66.017:66.019

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОРОШКА БРОНЗЫ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК

© 2021 г. А. Е. Чесноков¹, *, В. Ф. Косарев¹, С. В. Клинков¹, А. В. Смирнов¹, Т. М. Видюк¹

¹Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО Российской академии наук, ул. Институтская, 4/1, Новосибирск, 630090 Россия

*e-mail: chae@itam.nsc.ru

Поступила в редакцию 20.07.2020 г.

После доработки 13.10.2020 г.

Принята к публикации 16.10.2020 г.

Исследовано влияние высокоэнергетических воздействий на изменение морфологии, структуры, фазового состава и, как следствие, твердости частиц бронзового порошка БрА 10 (DIN CuAl₁₀Fe₃Mn₂). Впервые показано, что при введении одинакового количества энергии, независимо от интенсивности ее ввода, при механической обработке порошка частицы характеризуются схожими размером, фазовым составом, внутренней структурой. Механическая обработка материала приводит к изменению формы частиц, очищению и активации их поверхности, изменению их внутренней структуры и его твердости с 248 до 322 HV_{0,025}. Термическая обработка материала в отличие от механической обработки приводит к отпуску материала, при этом его твердость изменяется с 248 до 104 HV_{0,025}.

Ключевые слова: бронзовый порошок, механический активатор планетарного типа, высокотемпературная вакуумная печь, холодное газодинамическое напыление

DOI: 10.31857/S0002337X21030039

ВВЕДЕНИЕ

Восстановление изношенных поверхностей подшипников скольжения, в которых обычно применяются бронзы [1–4], остается важной актуальной задачей. Одним из методов, пригодных для ее выполнения, является метод холодного газодинамического напыления (ХГН) [5–13], который в настоящее время активно развивается по всему миру. Метод был разработан на основании открытого в 1980-х годах в ИТПМ СО РАН явления закрепления частиц металлов на поверхности тел, обтекаемых сверхзвуковым двухфазным (газ + + нерасплавленные частицы металлов) потоком [5]. Так как при образовании покрытия не происходит плавления частиц и, соответственно, последующей рекристаллизации, которая может приводить к высоким остаточным напряжениям, изменениям фазового и микроструктурного состава и другим как правило негативным последствиям, то применение этого метода дает возможность избежать тех недостатков, которые присущи методам газотермического напыления (с плавлением частиц). Отдельно следует отметить сравнительную простоту реализации метода ХГН и, соответственно, высокий ресурс работы оборудования.

Проведенные ранее исследования [5–13] показали, что образование покрытий сопровождается существенной пластической деформацией частиц (частицы сильно сжимаются в направлении вектора скорости удара и одновременно рас-

тягиваются в перпендикулярном направлении, что приводит к специфической дискообразной форме). Поэтому для нанесения покрытий этим методом необходимо обеспечить достаточную пластичность частиц порошка. Как правило, коммерчески доступные порошки изготавливаются методом распыления расплава с последующим быстрым охлаждением (т.н. методом газовой атомизации), что может приводить к закалке, т.е. увеличению твердости материала частиц и, следовательно, ухудшению их пластичности. В этих условиях остро стоит задача модификации частиц коммерческих порошков для использования их в процессе ХГН [14–16]. Наиболее распространенными методами обработки порошковых материалов являются интенсивная механическая обработка в шаровых мельницах и термическая обработка в печах (отжиг).

Целью данной работы является исследование влияния различных режимов механической и термической обработок исходного коммерческого порошка бронзы БрА 10 (DIN CuAl₁₀Fe₃Mn₂) на характеристики частиц. Предполагается, что в дальнейшем обработанные порошки будут использоваться при получении покрытий методом ХГН с сопоставлением их свойств и характеристик самого процесса напыления, таких как, например, коэффициент напыления.

Таблица 1. Режимы механической обработки порошка бронзы

| Режим | Введенная энергия, Дж/г | Время обработки, 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. a – ускорение мелющих тел.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В работе использовался порошок бронзы марки БрА 10 (DIN CuAl₁₀Fe₃Mn₂). Для механической обработки порошка применяли планетарную мельницу “Активатор-2SL”, которая имеет два барабана объемом 250 мл каждый с внутренним радиусом 42.5 мм, масса загружаемых шаров – 160 г для каждого барабана, ускорение мелющих тел – 117g, масса загрузки обрабатываемого материала – 30 г. В качестве мелющих тел использовались стальные шары диаметром 5 мм. Механическую обработку порошка проводили с интервалом времени отбора контрольных проб 30 с до момента его плавления. При указанных параметрах работы мельницы энергия вводится в материал с высокой интенсивностью, что приводит при обработке пластичных материалов, таких как алюминий, медь, бронза и других, к резкому росту массовой доли крупных агломератов, размер которых не удовлетворяет требованию напыления.

В работе [15] показано, что контролировать введенную энергию можно, варьируя ускорение мелющих тел и относительную массовую загрузку барабанов мельницы. В соответствии с расчетом вводимой в материал энергии, представленным в работах [15, 17], было определено время механической обработки порошка для заданных режимов работы мельницы, при которых наблюдались наиболее значимые изменения формы, структуры и фазового состава частиц (см. табл. 1).

Классификацию частиц порошка по размерам проводили на вибростенде с использованием набора аналитических сит. Гистограммы объемного и счетного распределений частиц получали на оптическом/дифракционном анализаторе размеров частиц LS 13 320 (Beckman Coulter).

Морфологию и микроструктуру частиц определяли с помощью электронного микроскопа Evo MA15 (Carl Zeiss). Рентгенофазовый анализ исходных и обработанных частиц проводили на дифрактометре D8 ADVANCE (Bruker Corporation, США) с использованием монохроматизированного $\text{CuK}\alpha$ -излучения.

Твердость материала измеряли методом Виккерса с нагрузкой 0.025 кГс на твердомере DuraScan-50.

Термическую обработку порошка осуществляли в муфельной вакуумной печи ПМ-1700АВ (ООО “Русуниверсал”, Челябинск, Россия). Предварительно проводили откачку рабочей камеры до

давления $p = 10^{-3}$ МПа, затем заполняли камеру аргоном и, поддерживая избыточное давление 0.5 атм, проводили термическую обработку материала в течение 1 ч при температуре 640°C (0.6 $t_{пл}$), 746°C (0.7 $t_{пл}$) и 853°C (0.8 $t_{пл}$).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Порошок бронзы был механически обработан в соответствии с предварительно определенными режимами работы мельницы (см. табл. 1). На рис. 1а представлена массовая доля частиц размером меньше 90 мкм и кривые, характеризующие изменения среднего размера частиц и границ основного диапазона d_{10} – d_{90} , построенные по результатам исследования дисперсного состава исходных и обработанных частиц (см. рис. 1б).

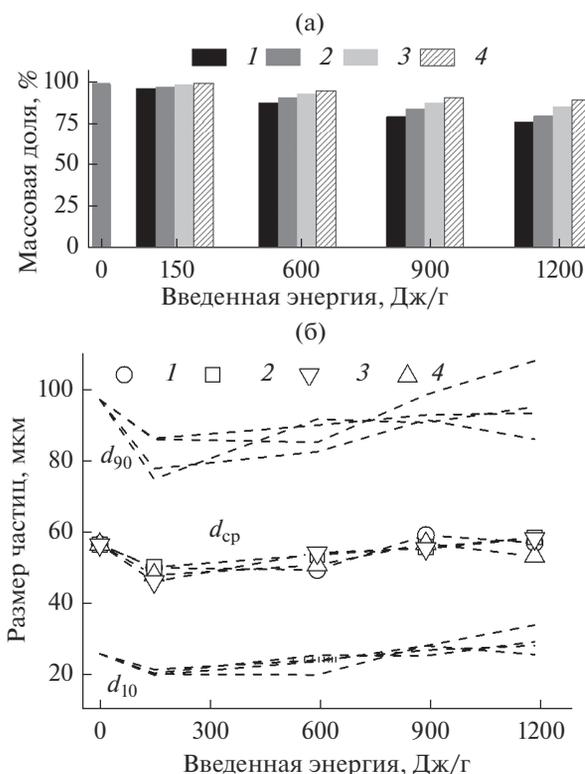


Рис. 1. Гранулометрические характеристики исходных и механически обработанных частиц: а – массовая доля частиц, фракция меньше 90 мкм; б – изменение дисперсного состава исходных и механически обработанных частиц: 1 – $a = 117g$, 2 – $a = 60g$, 3 – $a = 45g$, 4 – $a = 30g$.

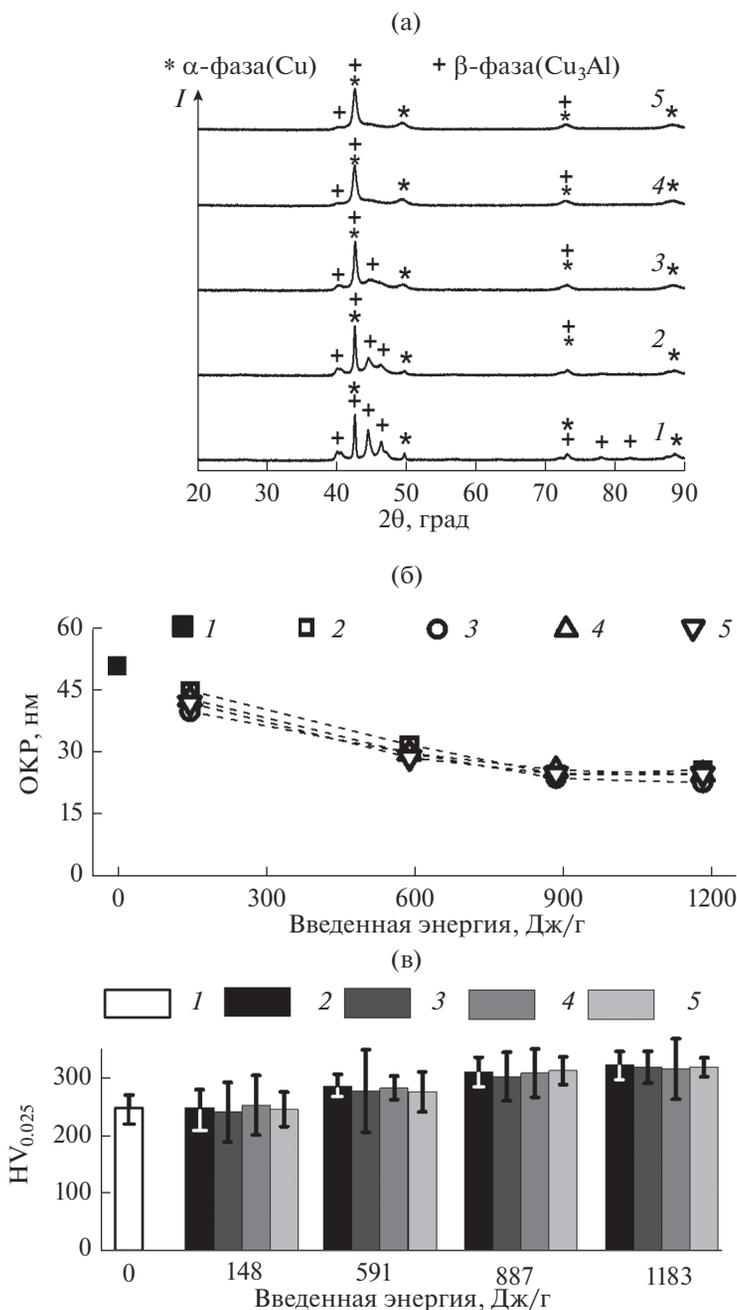


Рис. 2. Дифрактограммы исходных и механически обработанных частиц бронзы (а), области когерентного рассеяния (б) и микротвердость материала (в) в зависимости от режимов механической обработки порошка: 1 – исходный порошок, 2 – $a = 117\text{g}$, 3 – $a = 60\text{g}$, 4 – $a = 45\text{g}$, 5 – $a = 30\text{g}$.

Из рис. 1 видно, что при введении равного количества энергии в материал, изменяя интенсивность ее ввода, можно увеличить массовую долю частиц, имеющих близкий гранулометрический состав и удовлетворяющих требованиям напыления (т.е. менее 90 мкм, что необходимо для их ускорения до высоких скоростей, при которых формируется покрытие).

Механическая обработка порошка сопровождается постоянной объемной деформацией частиц, которая формирует структуру и форму поверхности. В объеме частиц образуются неравномерные дефекты и напряжения кристаллической решетки. В этом случае происходит сдвиг и уширение главного пика в область меньших углов, что объясняется сжатием элементарной ячейки. На

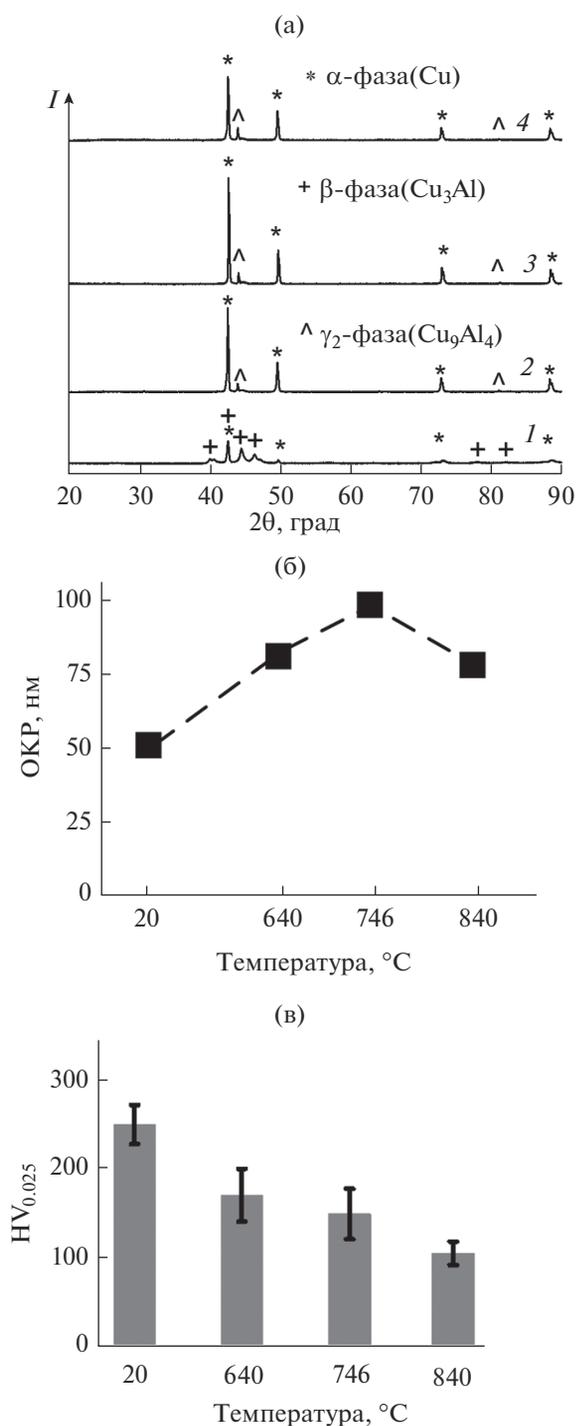


Рис. 3. Дифрактограммы исходных и термически обработанных частиц бронзы (а), области когерентного рассеяния (б) и микротвердость материала (в) в зависимости от режима термической обработки порошка: 1 – исходный порошок, 2 – $t = 640^\circ\text{C}$, 3 – $t = 746^\circ\text{C}$, 4 – $t = 853^\circ\text{C}$.

типичных рентгенограммах (рис. 2а), снятых с поверхности частиц исходного и механически обработанного порошка для четырех режимов с

ускорением мелющих тел 117 g, представлена динамика изменения формы и положения главного пика при увеличении введенной механической энергии в обрабатываемый материал. Одновременно с деформацией частиц происходит выделение большого количества тепла. При достижении температуры плавления бронзы в объеме частиц могут происходить химические реакции между отдельными фазами и газовой атмосферой барабанов. На рентгенограммах (рис. 2а) видно, что интенсивность пиков, находящихся рядом с главным пиком, относящихся к интерметаллидной фазе, входящей в состав бронзы, уменьшается, при этом их ширина увеличивается, что говорит об изменении размеров зерна (рис. 2б) и, соответственно, твердости материала (рис. 2в).

На рис. 3а представлены рентгенограммы, снятые с поверхности исходных и термически обработанных частиц. Исходный порошок бронзы получен методом распыления из расплава и находится в закаленном состоянии. Он содержит две фазы: мелкодисперсную α (твердый раствор алюминия в меди) и β (интерметаллид Cu_3Al). Термическая обработка частиц с последующим охлаждением материала в течение 3 ч после высокотемпературной выдержки приводит к распаду β -фазы с образованием γ_2 -фазы (интерметаллид Cu_9Al_4) и α -фазы. При этом наблюдается отпуск материала, характеризующийся увеличением размера кристаллической решетки (рис. 3б) и, соответственно, уменьшением микротвердости (рис. 3в).

На рис. 4 представлены снимки, характеризующие изменение формы и структуры частиц бронзы при механической и термической обработках. В структуре обработанных частиц наиболее выражено распределение интерметаллида Cu_9Al_4 (более темные области) по объему материала (рис. 4д, 4е).

Таким образом, механическая и термическая обработки бронзового порошка приводят к изменению формы частиц, структуры, фазового состава и твердости материала.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние механической и термической обработок на морфологию поверхности, гранулометрический состав, структуру, фазовый состав и твердость частиц бронзы. Впервые показано, что при механической обработке порошка введение одинакового количества энергии, независимо от интенсивности ее ввода, приводит к схожим характеристикам материала. При увеличении введенной энергии в материал возрастает количество областей с внутренними дефектами и напряжениями кристаллической решетки, что при-

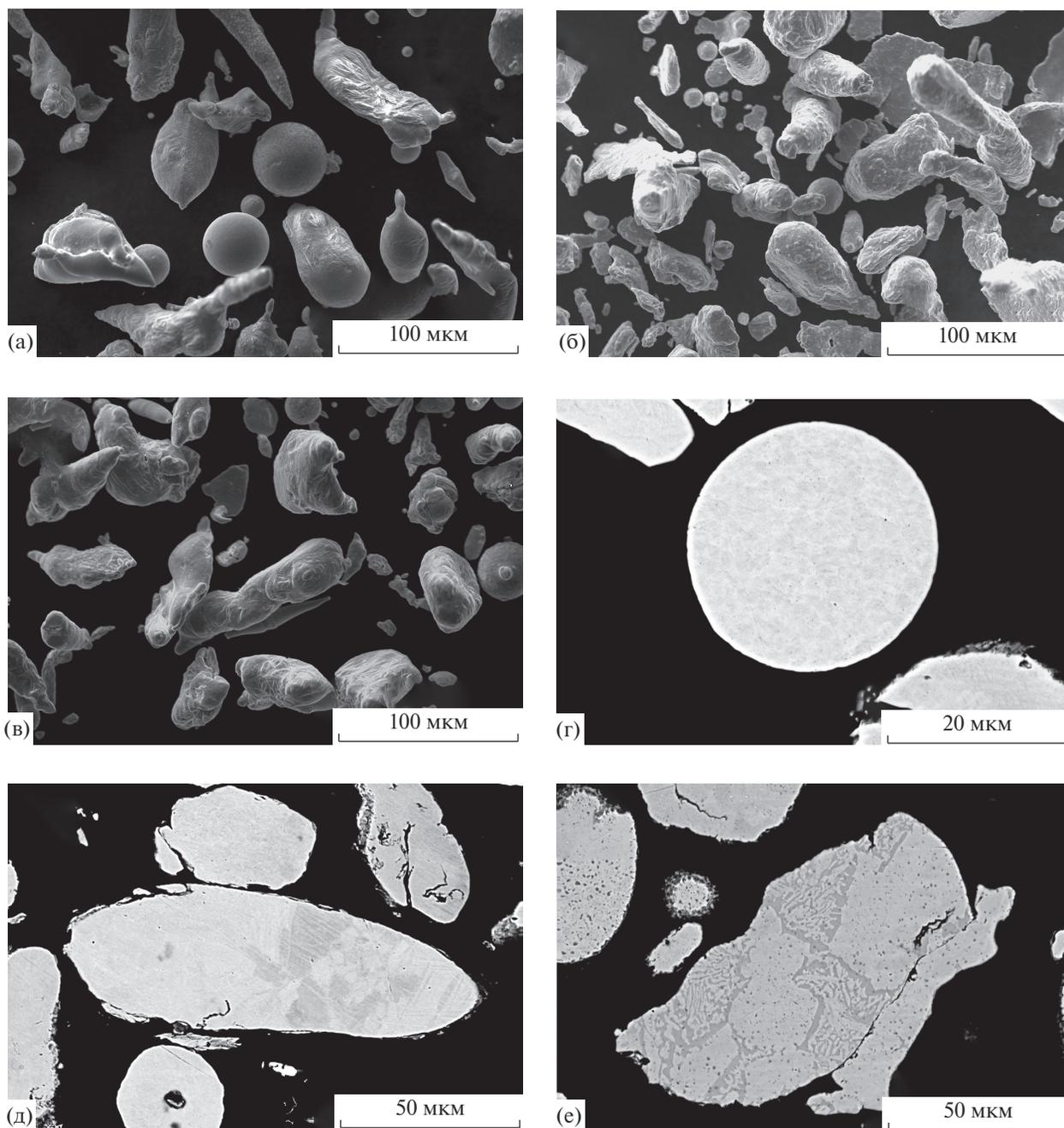


Рис. 4. Микрофотографии частиц бронзы (а–в) и их шлифов (г–е); а, г – исходные частицы; б, д – механически обработанный порошок (режим 4, $a = 117g$); в, е – термически обработанный порошок при $t = 746^{\circ}C$ ($0.7 t_{пл}$).

водит к увеличению твердости материала $HV_{0.025}$ с 248 до 322.

Термическая обработка материала, в отличие от механической обработки, приводит к отпуску материала, при этом его твердость изменяется от 248 до 104.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-19-00335) с ис-

пользованием оборудования ЦКП “Механика” (ИТПМ СО РАН).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Zekeriya D., Ertuğrul D.* Investigation of Frictional Properties of Manufactured by Powder Metallurgy (P/M) the Bronze Bearings Exposed to Magnetic Field // *J. Polytech.* 2020. V. 23. P. 137–149.
2. *Rajakumar N., Subramanian K., Sozhan G., Ramasamy K.* Tribological Studies of the Sintered Bronze–Tungsten

- Disulfide Composites // *Mater. Res. Express*. 2019. V. 6. P. 086568.
3. *Purnendu D., Soumitra P., Bandyopadhyay P.* Tribological Behaviour of HVOF Sprayed Diamond Reinforced Bronze Coatings // *Diam. Relat. Mater.* 2019. V. 93. P. 16–25.
 4. *Li F., Chang G., Ji-rong C., Hai-min Z., Guo-sheng A., Wen-sheng L.* Preparation and Performance of a Cold Gas Dynamic Sprayed High-Aluminum Bronze Coating // *Int. J. Miner.* 2018. V. 25. P. 1354.
 5. *Papyrin A., Kosarev V., Klinkov S., Alkhimov A., Fomin V.* Cold Spray Technology. Amsterdam: Elsevier Science, 2007. P. 336.
 6. *Maev R., Leshchynsky V.* Introduction to Low Pressure Gas Dynamic Spray: Physics and Technology. Weinheim: Wiley-VCH, 2008. P. 244.
 7. *Dykhuizen R.C., Smith M.F., Gilmore D.L., Neiser R.A., Jiang X., Sampath S.* Impact of High Velocity Cold Spray Particles // *J. Therm. Spray Technol.* 1999. V. 8. P. 559–564.
 8. *Schmidt T., Gartner F., Assadi H., Kreye H.* Development of a Generalized Parameter Window for Cold Spray Deposition // *Acta Mater.* 2006. V. 54. P. 729–742.
 9. *Wu J., Fang H., Kim H., Lee Ch.* High Speed Impact Behaviors of Al Alloy Particle onto Mild Steel Substrate during Kinetic Deposition // *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. V. 417. P. 114–119.
 10. *Wu J., Fang H., Yoon S., Kim H., Lee Ch.* The Rebound Phenomenon in Kinetic Spraying Deposition // *Scr. Mater.* 2006. V. 54. P. 665–669.
 11. *Assadi H., Gartner F., Stoltenhoff T., Kreye H.* Bonding Mechanism in Cold Gas Spraying // *Acta Mater.* 2003. V. 18. P. 4379–4394.
 12. *Guetta S., Berger M.H., Borit F., Guipont V., Jeandin M., Boustie M., Ichikawa Y., Sakaguchi K., Ogawa K.* Influence of Particle Velocity on Adhesion of Cold-Sprayed Splats // *J. Therm. Spray Technol.* 2009. P. 331–342.
 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. P. 012049.
 14. *Klinkov S.V., Kosarev V.F., Shikalov V.S., Vidyuk T.M., Chesnokov A.E., Smirnov A.V.* Influence of Preliminary Heat Treatment and ball Milling of Copper Powder on Cold Spray Process // *Mater. Today Proc.* 2020. V. 25. P. 360–362.
 15. *Chesnokov A.E., Smirnov A.V., Vidyuk T.M.* Impact of the Rate of Input of Specific Energy on the Ball Milling of Aluminium in a Planetary Mill // *J. Phys.: Conf. Ser.* 2019. V. 1404. P. 012012(1–6).
 16. *Alexandre S., Tanvir H.* Inter-Particle Bonding in Cold Spray Deposition of a Gas-Atomised and a Solution Heat-Treated Al 6061 Powder // *J. Mater. Sci.* 2019. V. 54. P. 12061–12078.
 17. *Poluboyarov V.A., Korotaeva Z.A., Kisilevich S.N., Pankrat'ev Yu.D., Sysoev V.F., Andryushkova O.V.* Influence of Mechanical Treatment of Aspirin on the Kinetics of Its Dissolution in Water // *J. Phys. Chem.* 1999. V. 73. P. 1094–1099.