

**Полярус Е.Н.**

Институт проблем материаловедения  
им. И. Н. Францевича НАНУ, г. Киев,  
Украина  
E-mail: elena\_polyarus@ukr.net

**ВЛИЯНИЕ МЕТОДА ПОЛУЧЕНИЯ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ НА  
ИНТЕНСИВНОСТЬ ИЗНАШИВАНИЯ  
ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ  
NiAl-CrB<sub>2</sub>**

УДК 621.793; 669.8; 621.762; 669.018.45; 532.696.1

Исследовано влияние метода получения композиционных порошков на структуру и эксплуатационные характеристики плазменных покрытий системы NiAl-CrB<sub>2</sub>. На основании комплексных структурных исследований разработанных материалов и покрытий из них проведен выбор оптимальной технологии получения композиционных порошковых материалов для нанесения покрытий. Результаты триботехнических испытаний показали, что для покрытий из порошков, полученных методом спекания и горячего прессования, характерны меньшие значения износа по сравнению с покрытиями из конгломерированных порошков.

**Ключевые слова:** интерметаллид NiAl, диборид хрома, конгломерирование, композиционные материалы и покрытия, триботехнические испытания, износостойкость.

**Введение**

В последние годы наблюдается тенденция к значительному увеличению температур, скоростей и нагрузок при эксплуатации оборудования в разных отраслях промышленности. Поэтому, целесообразно наносить износ- и коррозионностойкие покрытия на детали высокопроизводительных машин. В частности, это касается лопаток газотурбинных двигателей.

Известно, что интерметаллид NiAl широко используется в аэрокосмической промышленности в качестве жаростойких материалов и защитных покрытий [1, 2]. Однако, его применение в качестве высокотемпературного конструкционного материала в узлах трения ограничено в связи с его интенсивной пластической деформацией при температурах выше 500°C. Одним из путей повышения высокотемпературной прочности алюминиды никеля является его упрочнение тугоплавкими соединениями, в частности боридами [3 - 8]. Результаты предыдущих исследований показали, что введение тугоплавких боридов в NiAl матрицу является перспективным методом повышения износостойкости интерметаллида в условиях высокотемпературного трения [9 - 17]. При этом минимальные значения износа были зафиксированы для покрытий системы NiAl-CrB<sub>2</sub> [9, 10, 12, 16]. Было установлено, что с одной стороны, введение твердых боридных частиц приводит к упрочнению интерметаллида, а с другой стороны – тугоплавкие включения окисляются более интенсивно по сравнению с интерметаллидной матрицей. Это приводит к образованию оксидных слоев на поверхностях трения, которые выполняют роль твердой смазки, что в свою очередь предотвращает схватывание между контактными поверхностями трибопары. Однако, данный эффект был установлен для покрытий, полученных из конгломерированных на органическом связующем порошков. Данная технология является довольно простой и менее энергозатратной по сравнению с другими. Вместе с этим, необходимо также учитывать особенности формирования структуры при использовании других методов получения композиционных порошковых материалов, таких как горячее прессование или спекание. Существует ряд научных работ, в которых показана перспективность использования метода спекания композиционных порошков с последующим дроблением спеков и напылением газотермических покрытий [18 - 23].

В данной работе исследовано влияние технологии получения композиционных порошков на структуру и эксплуатационные характеристики плазменных покрытий системы NiAl-CrB<sub>2</sub>.

**Экспериментальная часть**

В качестве исходных материалов для проведения эксперимента использовали серийные порошки интерметаллида NiAl и диборида хрома (CrB<sub>2</sub>). Размер частиц порошка исходных компонентов составлял 16-20 мкм для интерметаллида и 5 - 7 мкм для диборида.

Композиционные порошки для нанесения покрытий состава NiAl-15 вес. % CrB<sub>2</sub> были получены тремя различными технологиями: конгломерированием механической смеси исходных порошков на органическом связующем, методом горячего прессования при  $T = 1450$  °C, а также спеканием в вакууме при  $T = 1650$  °C смеси исходных компонентов с последующим дроблением брикетов в порошок с размером частиц – 100 + 70 мкм.

Составы полученных композиционных порошков наносили плазменным методом на воздухе на торцы цилиндрических стальных стержней высотой 10 мм и диаметром 5 мм. Толщина покрытий составляла 500 мкм. Пористость не превышала 5 %.

Триботехнические испытания проводили на машине трения, оснащенной высокотемпературным модулем ( $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) по схеме стержень-диск. В качестве контртела использовали плазменное покрытие NiAl. Параметры испытаний: нагрузка  $P = 8\text{ МПа}$ , скорость вращения  $V = 1,4\text{ м/с}$ .

Микроструктуру, химический состав композиционных покрытий, а также поверхностей трения покрытий после трибоиспытаний исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta 3D FEG SEM, микроанализатора JEOL JAMP – 9500F и растрового электронного микроскопа РЭМ 106 И.

### Результаты и их обсуждение

При исследовании интенсивности изнашивания композиционных покрытий на основе NiAl, полученных из конгломерированных на органическом связующем порошков, было установлено, что разработанные покрытия имеют более высокую износостойкость по сравнению с исходным интерметаллидным [9, 10, 12 - 16]. Однако при детальном исследовании поверхностей трения полученных композиционных покрытий по приведенной технологии было обнаружено, что количество вводимой в состав интерметаллида тугоплавкой добавки не соответствует заявленным 15 вес.%. По-видимому, в процессе нанесения покрытий из-за высоких температур происходит выгорание органической связки, соединяющей частицы порошка интерметаллида и боридов. Как следствие, из-за разницы в их массе и размерах, а следовательно, и низкой кинетической энергии, часть боридных порошков не достигает упрочняемой поверхности при напылении. Очевидно, что использование другого метода получения порошков, например, горячего прессования или спекания, позволит избежать потерь тугоплавкой фазы при нанесении покрытий.

В данной работе выбор оптимальной технологии получения композиционных порошков проведен на основании комплексных структурных исследований разработанных материалов и покрытий из них.

На рис. 1, а представлены порошки, полученные при конгломерировании исходных компонентов на органическом связующем. Микроструктура таких порошков гетерофазная и состоит из частиц интерметаллидной матрицы и порошка борида хрома, расположенного в пустотах между ними. Как следствие покрытие (рис. 1, б) представляет собой матрицу, в которой количество упрочняющей фазы, согласно методу секущих, соответствует 7 - 9 вес % вместо заявленных 15 вес % CrB<sub>2</sub>.

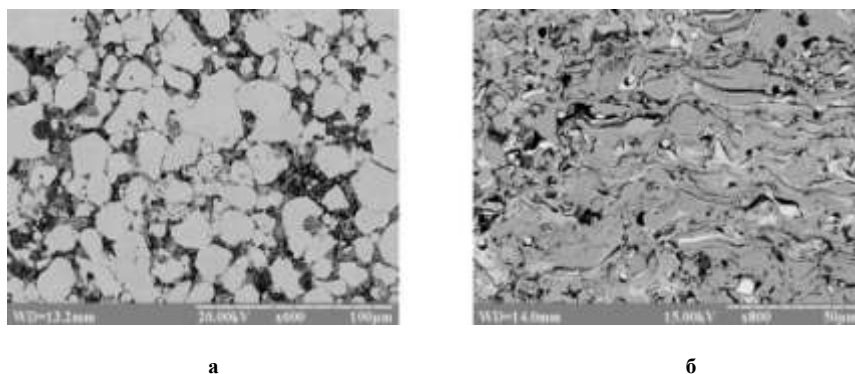


Рис. 1 – Микроструктура композиционного порошка системы NiAl-CrB<sub>2</sub> (а), полученного методом конгломерирования на органическом связующем и покрытия из него (б)

Микроструктура полученных в результате горячего прессования компактных образцов характеризуется равномерным распределением зерен диборида хрома (рис. 2, а, темная фаза) в объеме интерметаллида (рис. 2, а, светлая фаза).

Структура частиц порошков, полученных после дробления спрессованных брикетов (рис. 2, б), представляет собой интерметаллидную матрицу (рис. 2, б, светлая фаза) с внедренными в ее поверхность конгломератами частиц порошка борида хрома (рис. 2, б, темная фаза).

В структуре покрытия (рис. 2, в), полученного из таких порошков, содержание боридных включений составляет ~12 вес. %. То есть при горячем прессовании количество вводимой добавки практически сохраняется, однако наблюдается некоторая неравномерность ее распределения в структуре покрытия. Это может быть связано с тем, что изначально размер частиц исходного порошка интерметаллида (NiAl) был намного больше частиц порошка диборида хрома (CrB<sub>2</sub>).

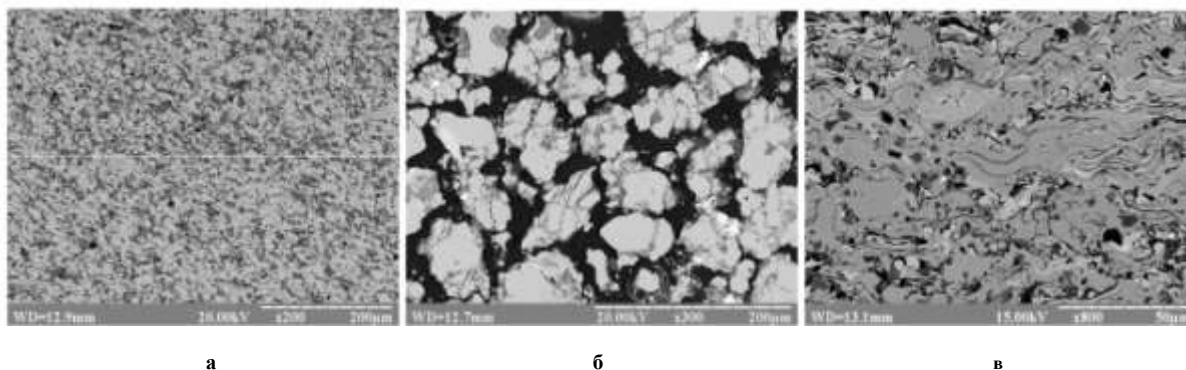


Рис. 2 – Микроструктура компактного композиционного материала системы NiAl-CrB<sub>2</sub> (а), полученного методом горячего прессования, порошка (б) и покрытия из него (в)

Как и в случае с горячепрессованными материалами, микроструктура композитов, полученных в результате спекания, также характеризуется равномерным распределением зерен дихорида хрома (рис. 3, а, темная фаза) в интерметаллидной матрице (рис. 3, а, светлая фаза). Кроме того, видно, что в процессе спекания образовалась новая боридная фаза (рис. 3, а, самая темная фаза) – как результат взаимодействия между исходными компонентами. Данная фаза является промежуточной между интерметаллидной матрицей и тугоплавкими включениями, что может способствовать лучшей адгезии между исходными компонентами. Согласно проведенным ранее исследованиям [11], микротвердость этой боридной фазы составляет ~9 - 11 ГПа. Необходимо отметить, что данный материал предназначен для работы в условиях высокотемпературного трения, поэтому наличие промежуточной фазы является позитивным моментом с точки зрения компенсации различий в КТР металлической и тугоплавкой фазы. Образовавшаяся фаза может способствовать снижению, возникающих в процессе трения, напряжений на границе «интерметаллид-борид» и тем самым предотвращать выкрашивание твердых боридных зерен. Вместе с этим, наличие дополнительной упрочняющей фазы в структуре материала в дальнейшем должно благоприятно отразиться на триботехнических характеристиках покрытий.

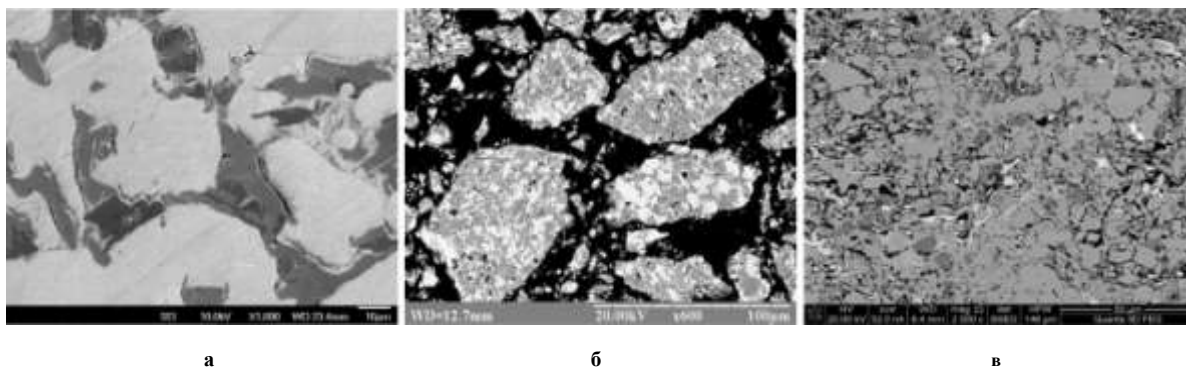


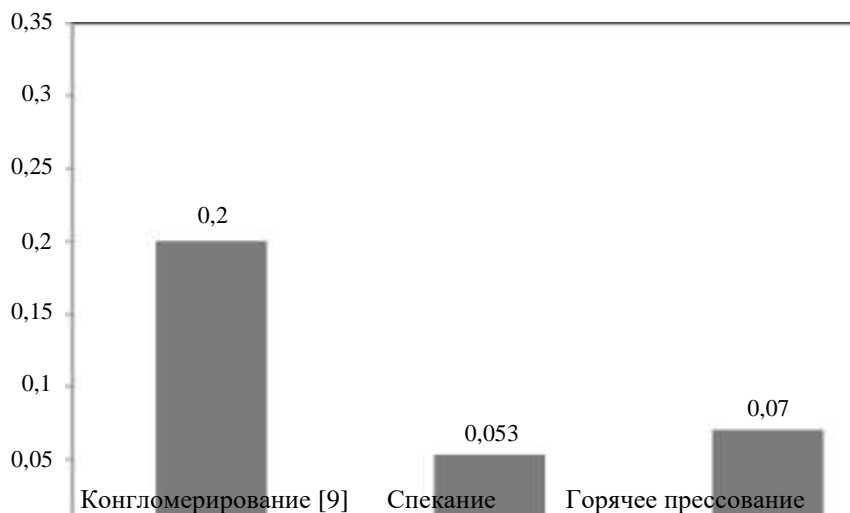
Рис. 3 – Микроструктура компактного композиционного материала системы NiAl-CrB<sub>2</sub> (а), полученного спеканием механической смеси исходных компонентов [11], порошка (б) и покрытия из него (в)

Каждая частица порошка, полученного в результате дробления спеченных слитков, уже представляет собой композиционный материал, состоящий из NiAl-матрицы и зерен CrB<sub>2</sub> (рис. 3, б). В итоге в структуре покрытия, полученного из таких порошков мы наблюдаем равномерное распределение частиц дихорида хрома, а его количество соответствует исходным 15 вес. % (рис. 3, в).

Так как разработанные материалы предназначены для работы в высокотемпературных узлах трения, были проведены триботехнические испытания покрытий в условиях трения - скольжения без смазки при  $T = 500$  °С.

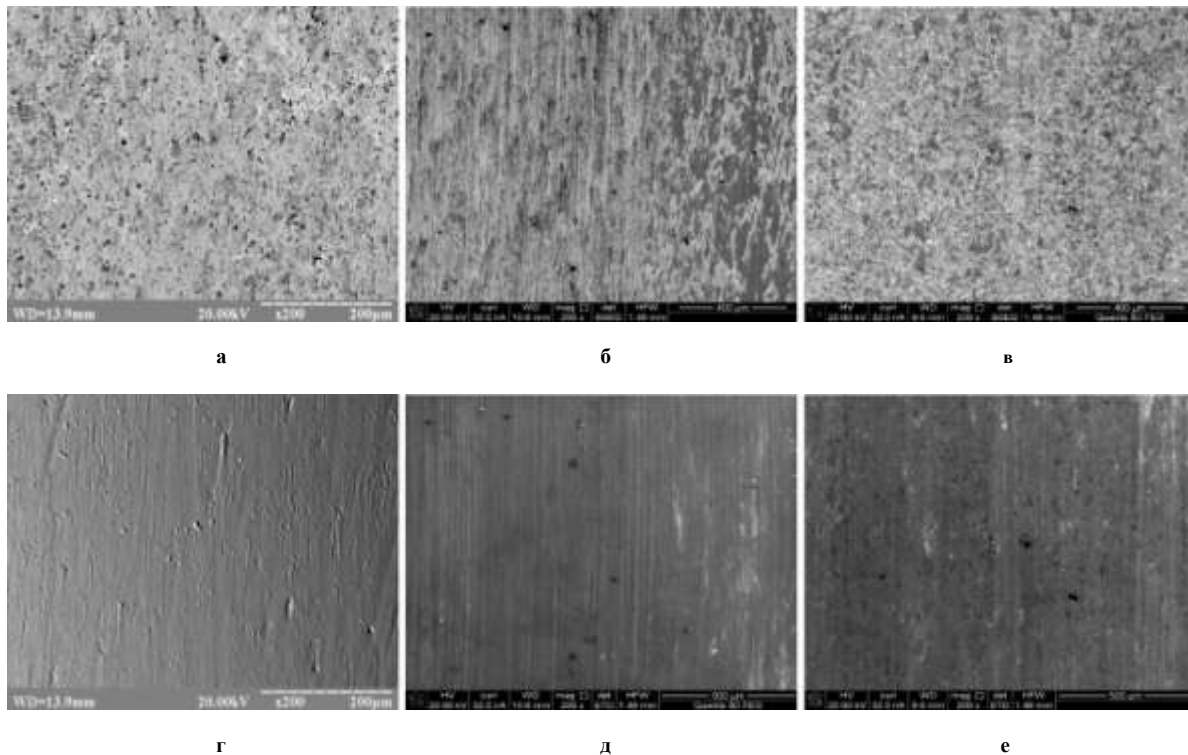
Из результатов проведенных высокотемпературных трибоиспытаний (рис. 4) видно, что наибольшие значения износа соответствуют покрытию, полученному из конгломерированных на органическом связующем порошков. Как отмечалось ранее, полученный результат связан с несоответствием заявленному содержанию дихорида хрома в покрытии.

Для покрытий из порошков, полученных методом горячего прессования, характерны меньшие значения износа. Такой результат можно объяснить наличием большего количества износостойких боридных частиц в покрытии, обеспечивающих стойкость покрытия в условиях трения. Наибольшие значения износостойкости показывают покрытия, полученные из спеченных порошков. Это объясняется наличием в структуре покрытия новой промежуточной упрочняющей боридной фазы.



**Рис. 4 – Интенсивность изнашивания композиционных покрытий NiAl-15 вес. % CrB<sub>2</sub>, полученных по разным технологиям**

Чтобы установить влияние метода получения композиционных порошков на механизмы изнашивания плазменных покрытий был проведен микроанализ поверхностей трения после высокотемпературных трибоиспытаний (рис. 5).



**Рис. 5 – Поверхности трения (а, б, в – микроструктура; г, д, е - топография) плазменных покрытий NiAl-15вес. %CrB<sub>2</sub> после трибоиспытаний при T = 500 °С, полученных по разным технологиям: а, г – конгломерированием порошков на органическом связующем; б, д – спеканием; в, е – горячим прессованием**

Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа структура поверхностей трения всех разработанных покрытий соответствует структуре исходных композиционных материалов и характеризуется наличием двух основных фаз – интерметаллидной матрицы (рис. 5, а - в, светлая фаза) и зерен диборида хрома (рис. 5, а - в, темная фаза). Также были зафиксированы оксидные фазы на основе Cr, Ni и Al, что подтверждается присутствием кислорода в количестве 29,5 - 31,8 ат.%. Таким образом для всех покрытий реализуется окислительный механизм изнашивания. Топография поверхностей трения покрытий (рис. 5, г - е) представляет собой тонкие, неглубокие линии скольжения, которые распределены равномерно по поверхностям трения. Структура поверхностей трения во всех случаях без особых механических повреждений, характеризуется отсутствием участков схватывания, вырывов и сколов материала.

Однако, следует отметить, что, для поверхности трения покрытия, полученного из конгломерированных порошков (рис. 5, а), просматривается присутствие единичных участков повреждения. Можно предположить, что это связано с несоответствием количества вводимой добавки диборида хрома (~ 9 вес.% вместо 15 вес. %), что приводит к локальному схватыванию элементов контактной трибопары на неупрочненных участках, повышая тем самым значения износа материала (по сравнению с покрытиями из порошков, полученными по другим технологиям). Другим возможным вариантом снижения износостойкости данных покрытий может являться слабая адгезионная связь между частичками порошка диборида хрома и интерметаллида, что способствует выкрашиванию боридных зерен в процессе испытаний.

Для покрытия, полученного из горячепрессованных порошков (рис. 5, б), просматривается незначительная неравномерность распределения тугоплавкой упрочняющей фазы по поверхности трения, которая выражена в некотором скоплении зерен диборида хрома на отдельных участках поверхности (рис. 5, б, темная фаза). Однако, это практически не сказывается на характеристиках износа покрытия.

Поверхность трения покрытия, полученного из спеченных порошков (рис. 5, в), характеризуется равномерным распределением зерен диборида хрома в структуре интерметаллидной матрицы. Данные микроструктурного анализа поверхностей трения подтверждают результаты интенсивности изнашивания разработанных композиционных покрытий.

Таким образом, можно сделать вывод, что структура и триботехнические характеристики плазменных покрытий напрямую зависят от метода получения композиционных порошков. При этом метод горячего прессования или спекания для получения композиционных материалов и покрытий из них является наиболее перспективным.

## Выводы

Исследовано влияние технологии получения композиционных порошков на структуру и эксплуатационные характеристики плазменных покрытий системы NiAl-CrB<sub>2</sub>.

Показано, что для покрытия, полученного из конгломерированных порошков, количество упрочняющей фазы соответствует 7 - 9 вес % вместо заявленных 15 вес % CrB<sub>2</sub>. При горячем прессовании количество вводимой добавки практически сохраняется (~ 12 вес %), однако присутствует некоторая неравномерность ее распределения в структуре покрытия. В структуре покрытия, полученного из спеченных порошков, наблюдается равномерное распределение частиц диборида хрома, а его количество соответствует исходным 15 вес. %

Результаты анализа поверхностей трения после триботехнических испытаний показали, что технология горячего прессования или спекания являются наиболее перспективными по сравнению с методом конгломерирования порошков на органическом связующем. Покрытия, полученные из спеченных и горячепрессованных порошков, показали меньшие значения износа материала, а также отсутствие участков с повреждениями. Это можно объяснить тем, что при горячем прессовании или спекании происходит образование жидкой фазы, что в результате обеспечивает более сильное сцепление между частицами исходных порошков. Таким образом, адгезия между матрицей и упрочняющей фазой в полученных композиционных материалах и покрытиях из них является более сильной, что приводит к повышению износостойкости покрытий.

## Литература

1. Miracle D.B., Darolia R. NiAl and its Alloys // Structural Applications of Intermetallic Compounds / ed. Westbrook J.H., Fleischer R.L. New York: John Wiley & Sons, 2000. P. 20.
2. Darolia R. NiAl Alloys for High. Temperature Structural Applications // JOM. 1991. P. 44–48.
3. Zhu S. et al. Tribological behavior of NiAl matrix composites with addition of oxides at high temperatures // Wear. Elsevier, 2012. Vol. 274-275. P. 423–434.

4. Whittenberger J.D. et al. Elevated temperature slow plastic deformation of NiAl-TiB<sub>2</sub> particulate composites at 1200 and 1300K // *J. Mater. Sci.* 1990. Vol. 25, № 1. P. 35–44.
5. Whittenberger J.D. et al. Slow plastic deformation of extruded NiAl-10TiB<sub>2</sub> particulate composites at 1200 and 1300 K // *J. Mater. Sci. Lett.* 1990. Vol. 9, № 3. P. 326–328.
6. Movahedi B. Fracture toughness and wear behavior of NiAl-based nanocomposite HVOF coatings // *Surf. Coatings Technol.* Elsevier B.V., 2013. Vol. 235. P. 212–219.
7. Shokati A.A. et al. In situ synthesis of NiAl-NbB<sub>2</sub> composite powder through combustion synthesis // *J. Alloys Compd.* 2013. Vol. 549. P. 141–146.
8. Sheng L.Y. et al. Investigation on microstructure and wear behavior of the NiAl-TiC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite fabricated by self-propagation high-temperature synthesis with extrusion // *J. Alloys Compd.* 2013. Vol. 554. P. 182–188.
9. Umanskyi O. Poliarus O. et al. Effect of ZrB<sub>2</sub>, CrB<sub>2</sub> and TiB<sub>2</sub> Additives on the Tribological Characteristics of NiAl-Based Gas-Thermal Coatings // *Key Eng. Mater.* 2014. Vol. 604. P. 20–23.
10. Уманский А.П., Полярус Е.Н., Українець М.С., Капитанчук Л.М. Структура и триботехнические характеристики композиционных материалов и покрытий из них на основе системы NiAl-CrB<sub>2</sub> // *Порошковая металлургия.* – 2015. – № 1/2(501). – С.65–73.
11. Umanskyi O. Poliarus O. et al. Physical-Chemical Interaction in NiAl-MeB<sub>2</sub> Systems Intended for Tribological Applications // *Welding Journal*, 2015. Vol. 94. P. 225–230.
12. Уманский А.П., Полярус Е.Н., Костенко А.Д., Українець М.С. Влияние добавок тугоплавких боридов на механизмы изнашивания плазменных покрытий на основе интерметаллида NiAl // *Проблемы трибологии.* – 2014. – № 1. – С. 46–52.
13. О.П. Уманський, О.М. Полярус, М.С. Українець, О.В. Кушев, О.У. Стельмах. Вплив температури випробувань на триботехнічні характеристики композиційних покриттів системи NiAl-CrB<sub>2</sub> // *м. Луцьк. – Збірник наукових праць «Наукові нотатки».* – 2013. – № 41. – Ч. 2. – С. 206–212.
14. O. Umanskyi, O. Poliarus, M. Ukrainets, O. Kostenko, O. Terentyev. Influence of CrB<sub>2</sub> additives into NiAl intermetallics on tribological properties of thermal spray coatings at high temperature friction // *Conference MET-2013: Materials, Environment, Technology.* Latvia, Riga, June 19-20, 2013. – P. 37–43.
15. Полярус О.М. Вплив домішок дибориду хрому в інтерметалід NiAl на триботехнічні властивості газотермічних покриттів при високотемпературних випробуваннях // *Наукові нотатки.* – м. Луцьк. – 2015. – № 51. – С. 143–148.
16. O. Umanskyi, O. Poliarus, M. Ukrainets, M. Antonov, I. Hussainova. High Temperature Sliding Wear of NiAl-based Coatings Reinforced by Borides // *Materials Science (MEDŽIAGOTYRA)*. Vol. 22, No. 1. 2016, pp 49–53.
17. О.П. Уманський, О.М. Полярус, М.С. Українець. Особливості контактної взаємодії та структуроутворення в системі NiAl-CrB<sub>2</sub> // *Адгезія расплавов и пайка материалов.* – Вып. 48. – 2015 (из печати вышла в окт.2016). – С. 55–61.
18. Уманский А. П., Терентьев А.Е., Стороженко М.С., Бондаренко А.А. Влияние добавок TiB<sub>2</sub> на структуру и свойства плазменных покрытий на основе NiCrSiB // *Авиационно-космическая техника и технология.* – 2012. – №10 (97). – С. 50–55.
19. А.П. Уманский, А.Е. Терентьев, М.С. Стороженко, И.С. Марценюк. Исследование закономерностей влияния мелкодисперсных добавок TiB<sub>2</sub> на формирование структурно-фазового состава композиционных порошков и покрытий системы (Ni-Cr-Si-B)-TiB<sub>2</sub> // *Наукові нотатки.* – Луцьк, 2013. – Випуск 41, частина 2. – С. 213–221.
20. М.С. Стороженко. Механізми зношування плазмових покриттів системи в умовах тертя ковзання без мастила // *Проблеми трибології.* – 2013. – №4. – С. 121–128.
21. O. Umanskyi, I. Hussainova, M. Storozhenko, O. Terentyev, M. Antonov. Effect of oxidation on sliding wear behavior of NiCrSiB-TiB<sub>2</sub> plasma sprayed coatings // *Key Engineering Materials.* – 2014. – Vol. 604. – P. 16–19.
22. Уманский А.П., Стороженко М.С., Терентьев А.Е., Акопян В.В. Плазменные покрытия системы TiB<sub>2</sub>-(Fe-Mo) // *Авиационно-космическая техника и технология.* – 2014. – №7 (114). – С.6–11.
23. Уманский А.П., Хуссаинова И., Стороженко М.С., Терентьев А.Е., Максимов А., Ковальченко А.М. Структурно-фазовый состав и механизмы изнашивания плазменного покрытия системы NiCrSiB-20% (мас.) TiB<sub>2</sub> // *Порошковая металлургия* – 2014 – № 11/12 – С. 57–68.

Поступила в редакцію 13.12.2016

**Poliarus O. Influence of composite powder producing on wear rate of the NiAl-CrB<sub>2</sub> plasma coatings.**

The effect of the method of composite powders producing on the structure and performance of the NiAl-CrB<sub>2</sub> plasma coating was investigated. On the basis of complex structural studies of developed materials and coatings are carried out by selection of the optimal technology of composite powder coating materials producing. The results of tribological tests have shown that the coating of powders, obtained by sintering and hot pressing, characterized by lower wear values compared with coatings from conglomerated powders.

**Keywords:** NiAl intermetallic compound, chromium diboride, conglomeration, composite materials and coatings, tribological tests, wear resistance.

**References**

1. Miracle D.B., Darolia R. NiAl and its Alloys. Structural Applications of Intermetallic Compounds / ed. Westbrook J.H., Fleischer R.L. New York: John Wiley & Sons, 2000. P. 20.
2. Darolia R. NiAl Alloys for High. Temperature Structural Applications. JOM. 1991. P. 44–48.
3. Zhu S. et al. Tribological behavior of NiAl matrix composites with addition of oxides at high temperatures. Wear. Elsevier, 2012. Vol. 274-275. P. 423–434.
4. Whittenberger J.D. et al. Elevated temperature slow plastic deformation of NiAl-TiB<sub>2</sub> particulate composites at 1200 and 1300K. J. Mater. Sci. 1990. Vol. 25, № 1. P. 35–44.
5. Whittenberger J.D. et al. Slow plastic deformation of extruded NiAl-10TiB<sub>2</sub> particulate composites at 1200 and 1300 K. J. Mater. Sci. Lett. 1990. Vol. 9, № 3. P. 326–328.
6. Movahedi B. Fracture toughness and wear behavior of NiAl-based nanocomposite HVOF coatings. Surf. Coatings Technol. Elsevier B.V., 2013. Vol. 235. P. 212–219.
7. Shokati A.A. et al. In situ synthesis of NiAl-NbB<sub>2</sub> composite powder through combustion synthesis. J. Alloys Compd. 2013. Vol. 549. P. 141–146.
8. Sheng L.Y. et al. Investigation on microstructure and wear behavior of the NiAl-TiC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite fabricated by self-propagation high-temperature synthesis with extrusion. J. Alloys Compd. 2013. Vol. 554. P. 182–188.
9. Umanskyi O. Poliarus O. et al. Effect of ZrB<sub>2</sub>, CrB<sub>2</sub> and TiB<sub>2</sub> Additives on the Tribological Characteristics of NiAl-Based Gas-Thermal Coatings. Key Eng. Mater. 2014. Vol. 604. P. 20–23.
10. Umanskij A.P., Poljarus E.N., Ukrainec M.S., Kapitanchuk L.M. Структура і триботехнічні характеристики композиційних матеріалів і покриттів із них на основі системи NiAl-CrB<sub>2</sub>. Порошкова металургія. 2015. № 1/2(501). S.65–73.
11. Umanskyi O. Poliarus O. et al. Physical-Chemical Interaction in NiAl-MeB<sub>2</sub> Systems Intended for Tribological Applications. Welding Journal, 2015. Vol. 94. P. 225–230.
12. Umanskij A.P., Poljarus E.N., Kostenko A.D., Ukrainec M.S. Вплив добавок тугоплавких боридів на механізми зношення плазменних покриттів на основі інтерметаліда NiAl. Проблеми трибології. 2014. № 1. S. 46–52.
13. O.P. Umans'kij, O.M. Poljarus, M.S. Ukraïneć', O.V. Kushhev, O.U. Stel'mah. Vpliv temperaturi viprobuvannja na tribotekhnichni charakteristiki kompozicijnih pokrittiv sistemi NiAl-CrB<sub>2</sub>. m. Luc'k. Zbirnik naukovih prac' «Naukovi notatki». 2013. № 41. Ch. 2. S. 206–212.
14. O. Umanskyi, O. Poliarus, M. Ukrainets, O. Kostenko, O. Terentyev. Influence of CrB<sub>2</sub> additives into NiAl intermetallics on tribological properties of thermal spray coatings at high temperature friction. Conference MET-2013: Materials, Environment, Technology. Latvia, Riga, June 19-20, 2013. R. 37–43.
15. Poljarus O.M. Vpliv domishok diboridu hromu v intermetalid NiAl na tribotekhnichni vlastivosti gazotermichnih pokrittiv pri visokotemperaturnih viprobuvannjah. Naukovi notatki. m. Luc'k. 2015. № 51. S. 143–148.
16. O. Umanskyi, O. Poliarus, M. Ukrainets, M. Antonov, I. Hussainova. High Temperature Sliding Wear of NiAl-based Coatings Reinforced by Borides. Materials Science (MEDŽIAGOTYRA). Vol. 22, No. 1. 2016, pp 49–53.
17. O.P. Umans'kij, O.M. Poljarus, M.S. Ukraïneć'. Osoblivosti kontaktnoi vzaemodii ta strukturoutvorennja v sistemi NiAl-CrB<sub>2</sub>. Adgezija rasplavov i pajka materialov. Vyp. 48. – 2015 (iz pečati vyshla v okt.2016). S. 55–61.
18. Umanskij A. P., Terent'ev A.E., Storozhenko M.S., Bondarenko A.A. Vlijanie dobavok TiB<sub>2</sub> na strukturu i svojstva plazmennih pokrytij na osnove NiCrSiB. Aviacionno-kosmicheskaja tehnika i tehnologija. 2012. №10 (97). S. 50–55.
19. A.P. Umanskij, A.E. Terent'ev, M.S. Storozhenko, I.S. Marcenjuk. Issledovanie zakono-mernostej vlijanija melkodispersnyh dobavok TiB<sub>2</sub> na formirovanie strukturno-fazovogo sostava kompozicijnyh poroshkov i pokrytij sistemy (Ni-Cr-Si-B)-TiB<sub>2</sub>. Naukovi notatki. Luc'k, 2013. Vi-pusk 41, chastina 2. C. 213–221.
20. M.S. Storozhenko. Mehanizmi znoshuvannja plazmovih pokrittiv sistemi v umovah tertja kov-zannja bez mastila. Problemi tribologiji. 2013. №4. S. 121–128.
21. O. Umanskyi, I. Hussainova, M. Storozhenko, O. Terentyev, M. Antonov. Effect of oxidation on sliding wear behavior of NiCrSiB-TiB<sub>2</sub> plasma sprayed coatings. Key Engineering Materials. 2014. Vol. 604. P. 16–19.
22. Umanskij A.P., Storozhenko M.S., Terent'ev A.E., Akopjan V.V. Plazmennye pokrytija sistemy TiB<sub>2</sub>-(Fe-Mo). Aviacionno-kosmicheskaja tehnika i tehnologija. 2014. №7 (114). S.6–11.
23. Umanskij A.P., Hussainova I., Storozhenko M.S., Terent'ev A.E., Maksimov A., Koval'chenko A.M. Strukturno-fazovyj sostav i mehanizmy znashivannja plazmennogo pokrytija sistemy NiCrSiB-20% (mas.) TiV<sub>2</sub>. Poroshkovaja metallurgija 2014 № 11/12 S. 57–68.