

Eugene Feldshtein<sup>1\*</sup>, Oleg Devojno<sup>2</sup>, Olga Yatskevich<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Uniwersytet Zielonogórski, Wydział Mechaniczny, ul. prof. Z. Szafrana 4, 65-516 Zielona Góra, Poland

<sup>2,3</sup> Białoruski Narodowy Uniwersytet Techniczny, Wydział Budowy Maszyn, ul. Nezavisimosti, 65, k. 6, 220012, Minsk, Belarus

\* Corresponding author. E-mail: E.Feldshtein@ibem.uz.zgora.pl

Otrzymano (Received) 25.11.2009

## POWŁOKI CERAMICZNE NAPYLANE PLAZMOWO PROSZKAMI STOPOWANYMI DYFUZYJNIE. CZ. II. WŁAŚCIWOŚCI POWŁOK

Badano powłoki na bazie proszków ceramicznych  $Al_2O_3$ ,  $Al_2O_3$ -Mo i  $Al_2O_3$ -B napyłane plazmowo. Przed rozpoczęciem napyłania przygotowywano powierzchnie próbek poprzez śrutowanie śrutem żeliwnym. Napyłanie plazmowe powłok przeprowadzono przy natężeniu prądu łuku plazmowego 420 A, napięciu 80 V, odstępnie między dyszą a powierzchnią napyłaną 90 mm. Użyto gazu procesowego, którym był azot z przepływem  $3\text{ m}^3/\text{h}$ . Grubość powłok po napyłaniu wynosiła  $0,5\pm 0,7\text{ mm}$ , materiał podłoża - stal C45.

Badane powłoki mają bardzo wysoką mikrotwardość, a mianowicie ceramika  $Al_2O_3$  - średnio 15 GPa, ceramika stopowana  $Al_2O_3$ -Mo - 12,9 GPa, ceramika stopowana  $Al_2O_3$ -B - 10,65 GPa. Analiza mikrostruktur powłok wykonana na mikroskopie skaningowym „Mira” ujawniła, że powłoki ceramiczne składają się z częściowo roztopionych, a następnie zakrzepniętych cząstek, intensywność ich topienia wzrasta w kierunku  $Al_2O_3 \rightarrow Al_2O_3$ -Mo  $\rightarrow Al_2O_3$ -B.

Analiza rentgenostrukturalna wykonana na dyfraktometrze uniwersalnym DPOH-3,0 z wykorzystaniem oprogramowania ARSANAL ujawniła na powierzchniach styku powłoki z podłożem obecność  $\alpha$ -Fe, co oznacza zajście procesu dyfuzji żelaza ze stalowego podłoża do przylegających warstw powłoki ceramicznej. Znacznie większa intensywność linii dyfrakcyjnych  $\alpha$ -Fe dla powłok stopowanych dyfuzyjnie świadczy o tym, że zarówno molibden, jak i bor w trakcie powlekania oddziałują jak katalizatory procesu dyfuzji żelaza wewnątrz przylegającej do podłoża warstwy powłoki. Ujawniona obecność borków żelaza  $Fe_3B$  na powierzchni styku świadczy o oddziaływaniu chemicznym powłoki  $Al_2O_3$ -B z podłożem. Podczas napyłania plazmowego w górnych warstwach powłok formuje się przeważnie modyfikacja wysokotemperaturowa  $\alpha$ - $Al_2O_3$ , natomiast w warstwach przylegających do podłoża - modyfikacja niskotemperaturowa  $\gamma$ - $Al_2O_3$ . Zawartość modyfikacji  $\alpha$ - $Al_2O_3$  w powłokach z ceramiki stopowanej jest znacznie wyższa w porównaniu z powłokami na bazie ceramiki niestopowanej.

Powierzchnia powłoki z ceramiki  $Al_2O_3$  w warunkach tarcia suchego przy stałym obciążeniu zużywa się znacznie szybciej niż powłok z ceramiki stopowanej dyfuzyjnie, przy czym intensywność zużycia ceramiki stopowanej borem jest znacznie mniejsza. Przy obciążeniu wzrastającym powłoka z ceramiki stopowanej molibdenem po bardzo krótkim okresie tarcia wykrusza się całkowicie, natomiast powłoki stopowane borem wykazują mniejsze zużycie, aczkolwiek intensywność zużycia wzrasta w porównaniu do ceramiki  $Al_2O_3$ .

Słowa kluczowe: powłoki ceramiczne, mikrotwardość, mikrostruktura, skład fazowy, odporność na zużycie

## PLASMA-SPRAYED CERAMIC COATINGS ON THE BASE OF POWDERS DIFFUSION ALLOYED. PART II. PROPERTIES OF COATINGS

Plasma-sprayed coatings on the base of ceramic powders  $Al_2O_3$ ,  $Al_2O_3$ -Mo and  $Al_2O_3$ -B were investigated. Before plasma spraying surfaces of specimens were machined by cast iron shot. Plasma spraying of coats was realized with plasma current strength 420 A and voltage 80 V. The distance between plasma nozzle and surface sprayed was equal 90 mm, process gas - nitrogen with consumption  $3\text{ m}^3/\text{h}$ . Depth of coatings after processing was equal  $0.5\pm 0.7\text{ mm}$ , base material - steel C45.

Coatings investigated have high microhardness, in particular ceramic  $Al_2O_3$  - 15 GPa on average, ceramic alloyed  $Al_2O_3$ -Mo-12.9 GPa on average and ceramic alloyed  $Al_2O_3$ -B - 10.65 GPa on average. The analyze of microstructures of coatings using scanning microscope „Mira” allowed to find, that ceramic coatings consist of quasi molten and then harden particles. The molten intensity of coat particles is grown in direction  $Al_2O_3 \rightarrow Al_2O_3$ -Mo  $\rightarrow Al_2O_3$ -B.

The X-ray structure analysis fulfilled on universal diffractometer DPOH-3.0 using program package ARSANAL allowed to find the presence of  $\alpha$ -Fe at the interfaces between coat and base material. It signifies the process of iron diffusion from steel base material into contact layers of ceramic coat has a place. Useful increase intensity of  $\alpha$ -Fe diffraction lines for coatings alloyed is evidence that boron and molybdenum act on process of iron diffusion from steel base material into contact layers of ceramic coat as accelerants. The presence of iron boride  $Fe_3B$  into the interface surfaces is evidence of chemical interactions between  $Al_2O_3$ -B coat and base material. When plasma spraying high-temperature modification  $\alpha$ - $Al_2O_3$  is forming predominantly into upper layers of coat and low-temperature modification  $\gamma$ - $Al_2O_3$  is forming predominantly into layers adjoining to base material. The percentage of  $\alpha$ - $Al_2O_3$  modification in coatings from alumina alloyed is higher greatly in comparison with coat from alumina not alloyed.

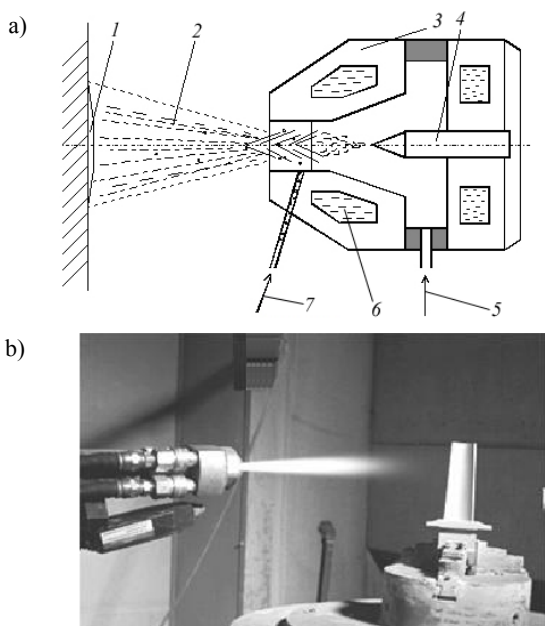
When dry friction with constant loading the surface of  $Al_2O_3$  coating abrades more quickly in comparison with coatings from alumina diffusion alloyed, wear intensity of ceramic alloyed by boron is smaller greatly. When dry friction with increase loading the coat from alumina alloyed by molybdenum is completely destroyed during very short time of friction, ceramic coatings alloyed by boron work successfully although their wear intensity increases in comparison with alumina  $Al_2O_3$ .

Keywords: ceramic coating, microhardness, microstructure, phase composition, wear resistance

## WPROWADZENIE

Napyłanie plazmowe (rys. 1) jest metodą termiczną nanoszenia powłok, w której proszek metalowy lub niemetalowy o określonym wymiarze cząstek i określonym składzie morfologicznym jest наносzony w stanie roztopionym lub częściowo roztopionym na powierzchnię powlekanego przedmiotu. Źródłem ciepła jest strumień plazmy, wytwarzany palnikiem plazmowym.

Między katodą wolframową oraz anodą (chłodzoną wodą dyszą miedzianą) powstaje rozładowanie elektryczne, rozgrzewające dostarczany do dyszy gaz procesowy, który wylatuje z dyszy w postaci strumienia plazmy. Jako gaz procesowy wykorzystuje się argon lub azot, do których niekiedy dodaje się wodoru.



Rys. 1. Schemat (a) i widok ogólny (b) napyłania plazmowego: 1 - warstwa powłoki; 2 - strumień plazmy z cząstkami proszku; 3 - anoda; 4 - katoda; 5 - wprowadzenie gazu procesowego; 6 - układ chłodzenia wodą; 7 - wprowadzenie proszku

Fig. 1. The scheme (a) and general view (b) of plasma spraying: 1 - coat layer; 2 - plasma spray with powder particles; 3 - anode; 4 - cathode; 5 - reaction gas input; 6 - water cooling; 7 - powder input

Prędkość wylotu gazu zjonizowanego z dyszy palnika plazmowego wynosi 350÷400 m/s, zaś temperatura sięga kilka do kilkadziesiąt tysięcy K. Materiał napyłany wprowadza się do strumienia plazmy za pomocą gazu transportującego (zazwyczaj argonu) z wykorzystaniem urządzenia dozującego przepływ proszku. Prędkość cząstek materiału napyłanego w pobliżu powierzchni powlekaną może wynosić od 100 do 1500 m/s [1, 2]. Współczynnik sprawności palnika plazmowego wynosi 50÷70%.

Wysoka temperatura plazmy pozwala na kształtowanie powłoki o jednolitej strukturze i niskiej chropowatości powierzchni. Na właściwości końcowe powłoki, poza wykorzystywanymi materiałami wyjściowymi, ma wpływ regulacja temperatury, prędkość strumienia plazmy, kształt i średnica dyszy palnika plazmowego oraz parametry napyłania. Powłoki nanoszone metodą

napyłania plazmowego cechują się niską porowatością oraz dobrym łączeniem z podłożem (materiałem bazowym).

## WARUNKI BADAŃ

Badano napyłane plazmowo powłoki na bazie proszków ceramicznych  $Al_2O_3$ ,  $Al_2O_3$ -Mo i  $Al_2O_3$ -B. Przed rozpoczęciem napyłania przygotowywano powierzchnie próbek poprzez śrutowanie łupanym śrutem żeliwnym ДЧК-1,5 GOST 11964-81 o średnim wymiarze 1,5 mm. Ciśnienie powietrza przy śrutowaniu wynosi 0,5 MPa, średnica dyszy 8 mm, odstęp między dyszą a powierzchnią śrutowaną 30 mm.

Napyłanie plazmowe powłok przeprowadzono przy następujących parametrach technologicznych: natężenie prądu łuku plazmowego 420 A, napięcie 80 V, odstęp między dyszą a powierzchnią napyłaną 90 mm, gaz procesowy - azot z prędkością przepływu 3 m<sup>3</sup>/h. Grubość powłok po napyłaniu to 0,5÷0,7 mm, materiał podłoża - stal C45.

Mikrotwardość powłok mierzono na twardościomierzu „Micromet II” firmy „Buehler-Met” (Szwajcaria) przy masie ciężarka 50 g i czasie obciążenia 10 s.

Badania rentgenostrukturalne wykonano przy wykorzystaniu oprogramowania ARSANAL, przeznaczonego do automatycznej analizy dyfraktogramów. Dyfraktogramy rejestrowano w stałych warunkach na dyfraktometrze rentgenowskim ogólnego przeznaczenia ДРОН-3,0 przy prędkości obracania próbki 1°/min w monochromatycznym promieniowaniu kobaltowym.

Badania zużycia próbek z powłokami napyłanymi plazmowo wykonano na maszynie tarcio-zużyciowej mod. A-135 typu Amsler zgodnie z zasadami przedstawionymi w [3]. Częściami węzła tarcia były klocki z naniesionymi plazmowo powłokami o wymiarach nominalnych 10 (powierzchnia trąca)×14×21 mm oraz rolki wykonane z hartowanej stali C45 (47÷50 HRC). Prędkość obrotowa rolek była równa 200 obr/min (prędkość liniowa na powierzchni styku 0,46 m/s). Badania wykonano w warunkach tarcia suchego przy obciążeniu stałym 300 N w ciągu 1 h oraz przy obciążeniu wzrastającym o 50 N co 5 min w zakresie od 300 do 500 N.

Szerokość śladów zużycia na poszczególnych próbkach mierzono na mikroskopie warsztatowym z dokładnością 0,01 mm. Wielkości zużycia objętościowego  $Z_V$  oraz względnego zużycia objętościowego  $Z_{V_0}$  obliczano według wzorów:

$$Z_V = \frac{D^2 l}{8} \left\{ 2 \arcsin \left( \frac{b}{D} \right) - \sin \left[ 2 \arcsin \left( \frac{b}{D} \right) \right] \right\} \text{ mm}^3,$$

$$Z_{V_0} = \frac{Z_V}{\tau} \text{ mm}^3/\text{min}$$

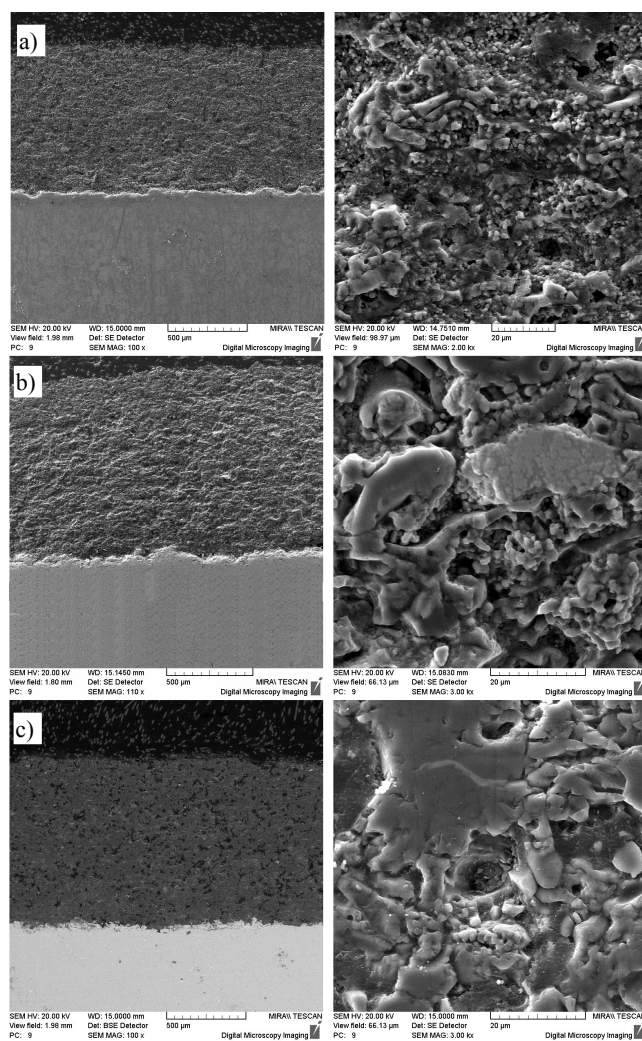
gdzie:  $D$  - średnica rolki, mm,  $l$  - szerokość klocka, mm,  $b$  - średnia szerokość śladu tarcia, mm,  $\tau$  - czas tarcia, min.

## MIKROTWARDOŚĆ POWŁOK

Badane powłoki ceramiczne mają bardzo wysoką mikrotwardość, a mianowicie materiał  $\text{Al}_2\text{O}_3$  - średnio 15 GPa, materiał stopowany  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Mo - 12,9 GPa, materiał stopowany  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -B - 10,65 GPa. Analogiczne wartości mikrotwardości zarejestrowano przy badaniach powłok typu  $(\text{Al}_2\text{O}_3 + 40\% \text{ZrO}_2)$ . W zależności od porowatości mikrotwardość takich powłok leży w zakresie 11,8÷15,8 GPa [4].

## MIKROSTRUKTURY POWŁOK

Mikrostruktury powłok badanych przedstawia rysunek 2. Łatwo zauważyć, że powłoki ceramiczne składają się z częściowo roztopionych, a następnie zakrzepniętych cząstek. Proces topienia zachodzi podczas lotu cząstek w strumieniu plazmy, co powoduje ich lepsze łączenie tak między sobą, jak i z podłożem. Na zglądach powłok widać, że intensywność topienia materiału powłoki wzrasta w kierunku  $\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3$ -Mo  $\rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3$ -B.



Rys. 2. Mikrostruktury powłok: a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; b)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Mo; c)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -B  
Fig. 2. Microstructures of coatings: a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; b)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Mo; c)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -B

## SKŁAD FAZOWY POWŁOK

Skład fazowy powłok oraz wartości intensywności dyfrakcyjnych linii rentgenowskich [400]  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  i [113]  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  przedstawia tabela 1.

TABELA 1. Skład fazowy powłok ceramicznych oraz intensywności linii rentgenowskich

TABLE 1. Formulations of ceramic coatings and diffraction lines intensities

Material powłoki	Skład fazowy	$J_\gamma$ impuls/s	$J_\alpha$ impuls/s
$\text{Al}_2\text{O}_3$ (odwarstwiona)	Powierzchnia zewnętrzna: $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\delta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$	5743	3640
	Powierzchnia wewnętrzna: $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\alpha$ -Fe (540 impuls/s)	6385	2822
$\text{Al}_2\text{O}_3$ -B (odwarstwiona)	Powierzchnia zewnętrzna: $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , B	6189	4537
	Powierzchnia wewnętrzna: $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , B, $\alpha$ -Fe (1683 impuls/s), $\text{Fe}_3\text{B}$	7705	4449
$\text{Al}_2\text{O}_3$ -B (powłoka na próbce)	$\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , B	7272	4792
$\text{Al}_2\text{O}_3$ -Mo (powłoka na próbce)	$\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\alpha$ -Fe (1532 impuls/s), Mo, $\text{MoO}_3$	5845	1741

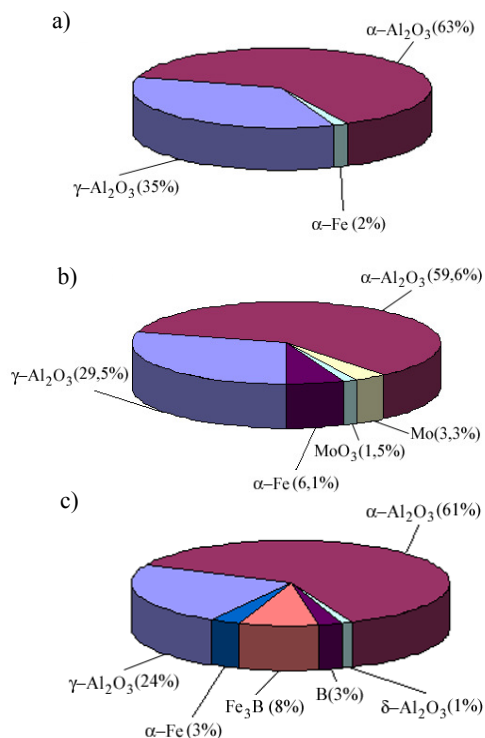
Badano skład fazowy powłok na stronie zewnętrznej (roboczej), jak i na stronie wewnętrznej (miejsce łączenia powłoki z podłożem). W tym celu powłokę po napyłaniu oddzielano mechanicznie od podłoża. Wyniki analizy ilościowej faz na bazie intensywności linii dyfrakcyjnych dla powłok różnych typów przedstawiono na rysunkach 3 i 4.

Dla wszystkich powłok analiza rentgenostrukturalna ujawniła na powierzchniach styku obecność  $\alpha$ -Fe, co oznacza zajście procesu dyfuzji żelaza ze stalowego podłoża wewnątrz przylegających warstw powłoki ceramicznej. Znacznie większa intensywność linii dyfrakcyjnych  $\alpha$ -Fe dla powłok stopowanych dyfuzyjnie (ponad 1500 impulsów w porównaniu do 540 impulsów dla czystej ceramiki  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) świadczy o tym, że tak molibden, jak i bor w trakcie powlekania oddziałują jak katalizatory procesu dyfuzji żelaza wewnątrz przylegającej do podłoża warstwy powłoki. Poza tym, zarejestrowano obecność borków żelaza  $\text{Fe}_3\text{B}$  na powierzchni styku, co świadczy o oddziaływaniu chemicznym powłoki z podłożem i ewentualnym umocnieniu łączenia tych powierzchni. Z drugiej strony, zarejestrowano obecność tlenku molibdenu w powłokach, co może pogorszyć jakość połączenia powłoki z podłożem.

Podczas napyłania plazmowego w powłoce powstaje modyfikacja zarówno wysokotemperaturowa  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , jak i niskotemperaturowa  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Warstwy przylegające do podłoża składają się przeważnie z modyfikacji  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , ponieważ prędkość odprowadzania ciepła w tej strefie jest największa. W górnych warstwach powłoki formuje się modyfikacja wysokotemperaturowa

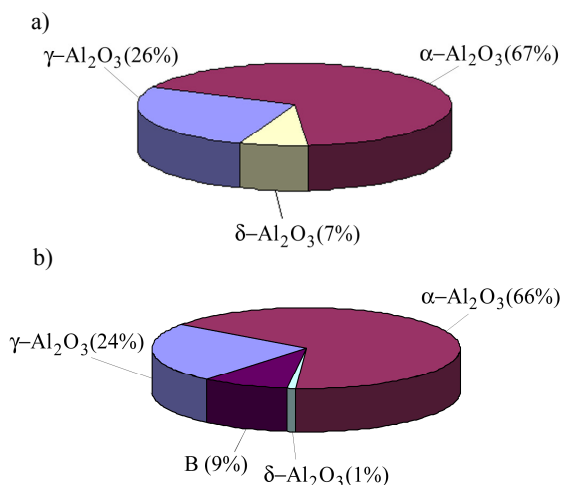
$\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Zawartość modyfikacji wysokotemperaturowej  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  w powłokach z ceramiki stopowanej jest znacznie wyższa w porównaniu z powłoką na bazie ceramiki niestopowanej.

Właściwości eksploatacyjne powłok ceramicznych są uzależnione od ich składu fazowego. Ponieważ wzrost zawartości  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  w powłoce w sposób znaczący zwiększa jej odporność na zużycie, można zasugerować, że stopowanie dyfuzyjne proszku wyjściowego powoduje ulepszenie właściwości tribologicznych powłok.



Rys. 3. Relacje ilościowe między składnikami fazowymi powłok ceramicznych od strony podłoża: a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; b)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Mo; c)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -B

Fig. 3. Quantitative correlations between phase components of ceramic coatings from the base metal: a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; b)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Mo; c)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -B

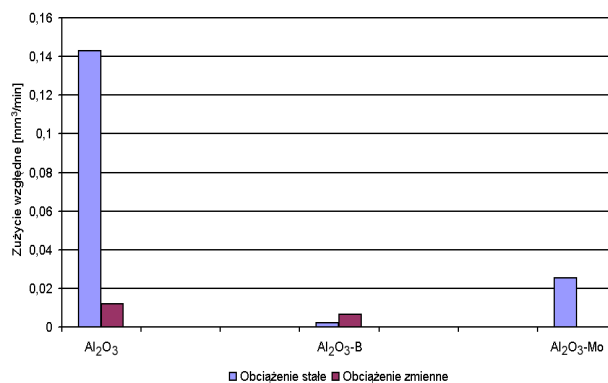


Rys. 4. Relacje ilościowe między składnikami fazowymi powłok ceramicznych od strony roboczej: a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; b)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -B

Fig. 4. Quantitative correlations between phase components of ceramic coatings from the work side: a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; b)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -B

## ZUŻYCIE POWŁOK

W trakcie badań zużycia próbek powlekanych ceramiką ustalono, że w warunkach tarcia suchego przy stałym obciążeniu powierzchnia powłoki z ceramiki  $\text{Al}_2\text{O}_3$  zużywa się znacznie szybciej niż powłok z ceramiki stopowanej dyfuzyjnie, przy czym intensywność zużycia ceramiki stopowanej borem jest znacznie mniejsza. Wyżej zasugerowano, że przyczynami takiego zachowania są: większy udział wysokotemperaturowej fazy  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  oraz obecność w strukturze ceramiki borków żelaza (do 8%). Twardość tego związku jest prawie o 1/3 wyższa od ogólnej twardości matrycy ceramicznej (13 GPa [5] przeciw 10,65 GPa) i zużycie powierzchni trącej jest niższe. Przy obciążeniu wzrastającym do 400 N powłoka z ceramiki stopowanej molibdenem już po minucie tarcia została całkowicie wykruszona (dlatego nie została przedstawiona na rys. 5). Prawdopodobnie dla tego rodzaju powłok ich łączenie z podłożem jest słabsze i nie wytrzymuje zmian w wartościach naprężeń mechanicznych i cieplnych. Wyniki badań względnego zużycia objętościowego przedstawiono na rysunku 5 (nie podano wartości zużycia ceramiki  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Mo przy obciążeniu wzrastającym, ponieważ powłoka została uszkodzona).



Rys. 5. Intensywności zużycia powłok w różnych warunkach obciążeniowych

Fig. 5. Wear intensities of coatings in different loading conditions

## WNIOSKI

1. Powłoki ceramiczne napyłane plazmowo mają bardzo wysoką mikrotwardość, która dla ceramiki stopowanej dyfuzyjnie molibdenem i borem zmniejsza się odpowiednio 20 i 30% w porównaniu z ceramiką niestopowaną.
2. Powłoki ceramiczne składają się z cząstek częściowo roztopionych podczas lotu w strumieniu plazmy, a następnie zakrzepniętych, przy czym intensywność topienia wzrasta w kierunku  $\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3$ -Mo  $\rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3$ -B.
3. W trakcie napyłania plazmowego zachodzi proces dyfuzji żelaza ze stalowego podłoża do wewnętrznych warstw powłoki ceramicznej, przy czym zarówno molibden, jak i bor w trakcie powlekania od-

działają jak katalizatory tego procesu. Ujawniono obecność borku żelaza  $Fe_3B$  na powierzchni styku z podłożem, co świadczy o oddziaływaniu chemicznym powłoki z podłożem. Ustalono obecność w powłokach  $Al_2O_3$ - $Mo$  tlenku molibdenu, co może zaszkodzić skutecznemu ich połączeniu z podłożem.

4. Podczas napyłania plazmowego w powłoce powstaje modyfikacja zarówno wysokotemperaturowa  $\alpha$ - $Al_2O_3$ , jak i niskotemperaturowa  $\gamma$ - $Al_2O_3$ . Warstwy przylegające do podłoża składają się przeważnie z modyfikacji  $\gamma$ - $Al_2O_3$ . W górnych warstwach formuje się modyfikacja wysokotemperaturowa  $\alpha$ - $Al_2O_3$ . Zawartość modyfikacji wysokotemperaturowej  $\alpha$ - $Al_2O_3$  w powłokach z ceramiki stopowanej jest znacznie wyższa w porównaniu z powłokami na bazie ceramiki niestopowanej.
5. W warunkach tarcia suchego przy stałym obciążeniu powierzchnia powłoki z ceramiki  $Al_2O_3$  zużywa się znacznie szybciej niż powłok z ceramiki stopowanej dyfuzyjnie, przy czym intensywność zużycia ceramiki stopowanej borem jest znacznie mniejsza. Przy tarcia z obciążeniem wzrastającym powłoki z tlenku

glinu stopowanych molibdenem ulegają szybkiemu wykruszeniu mechanicznemu, natomiast powłoki stopowane borem pracują skuteczniej, aczkolwiek intensywność ich zużycia wzrasta w porównaniu do ceramiki  $Al_2O_3$ .

## LITERATURA

- [1] Heimann R.B., Plasma Spray Coating, Principles and Applications, Ed. 2, Wiley-VCH, Weinheim 2008.
- [2] D'Agostino R., Favia P., Kawai Y., Ikegami H., Sato N., Arefi-Khonsari F., Advanced Plasma Technology, Wiley-VCH, Berlin 2007.
- [3] PN-H-04329:1979. Badania wytrzymałościowe metali - Badanie zużycia metali lub ich warstw dyfuzyjnych w procesie tarcia przy wzrastającym nacisku jednostkowym na maszynie typu Amsler.
- [4] Dianying Chen, Jordan E.H, Gell M., Xinqing Ma, Dense alumina-zirconia coatings using the solution precursor plasma spray process, J. Am. Ceram. Soc. 2008, 91, 2, 359-365.
- [5] <http://laser-fti.narod.ru/Alumin.htm>