https://doi.org/10.62753/ctp.2002.26.4.4

Benigna Szeptycka[1]
Instytut Mechaniki Precyzyjnej, ul. Duchnicka 3, 01-796 Warszawa

GALWANICZNE POWŁOKI KOMPOZYTOWE Ni-B

Badano proces elektroosadzania kompozytowych powłok Ni-B z niskostężeniowej kąpieli Wattsa, stosując jako cząstki dyspersyjne bor amorficzny. Użyto dwóch dodatków polepszających jakość powłoki kompozytowej i sześciu związków powierzchniowo czynnych. Otrzymano warstwy o zróżnicowanej zawartości boru - od 1 do 30% at. Zbadano wpływ zawartości boru w kąpieli na jego zawartość w osadzanej powłoce, zależność naprężeń własnych od grubości osadzanej powłoki, mikrotwardość tych warstw oraz odporność na zużycie metodą Kulotestu.

ELECTROPLATED COMPOSITE COATINGS Ni-B

Electroplating of Ni-B coatings may be an alternative to conventional technology of chromium plating based on the use of concentrated solutions of high toxic chromic acid. The processes of electrodeposition of Ni-B coatings with the low content of nickel ion bath and the amorphous boron have been developed. The main components of the bath are nickel sulphate 130 g/dm^3, nickel chloride 70 g/dm^3, boric acid 45 g/dm^3 and the saccharin 3 g/dm^3 or WRN 20 ml/dm^3. The electrodeposition was carried out with mechanical stirring at i_k = 4 A/dm^2, t = 318 K, pH = 3.8. Six surface - active compounds were used to preparation of the boron disperse in the nickel bath.

The boron content in the coatings was examined gravimetrically. Brightness was measured with a Johansonn 8510-1 glossmeter. IS-meter was used to the measurement of the internal stress. The microhardness of the deposited layers was measured using Vickers' method and a Hanemann microhardness tester at a load of 0.01 and 0.05 kg. In order to determine wear resistance the nickel foils was tested using a technique based on a measuring system comprising a flat surface and ball. The layers were subjected to wear by dry slide friction using a 30 mm diameter ball at an angle of 35^o, duration of friction 5000 turns. On the basis of the wear traces and measurement of their diameter, the depth of the wear was calculated, which was a measure of wear resistance.

The boron content in the composite coatings Ni-B plating in the presence of the saccharin was from 1 to 9.97% at. (Tab. 1) while in the presence WRN it was from 3.89 to 12.22% at. (Tab. 2). Brightness those coatings was from 18 to 53% (Tabs 1, 2). The boron content in the coating change with the boron content varies in the bath (Fig. 1) as much as 30% at.

The internal stress of the composite coatings Ni-B were compressive from 40 to 80 MPa for the thickness as much as 30 μm (Fig. 2). The least internal stress has coatings plating in the presence of saccharin and a cationic high-fluoride surfactant.

The variation in the microhardness of Ni-B deposits plated with the investigated surface - active compounds is shown in Tables 3 and 4. Under the conditions used in the present investigation the microhardness of the deposit is in the range of 256÷527 μHV0.01. The microhardness of nickel coating is 358 μHV0.01 for deposit plated in present of the saccharin and 346 μHV0.01 for deposit plated in present of WRN.

It can be seen from Tables 1 and 2 that the change of the brightener and the surface-active compound has an influence on the boron contents and from Tables 3 and 4 that has an influence on the microhardness. However, the highest microhardness is not related with the highest boron contents. Probably, superimposing the effects for the strengthening from the fine crystal grains onto that from the boron disperse and the high density dislocations can describe the variation of the microhardness of Ni-B deposit with the change of the bath composition.

The results obtained from wear tests are summarized in Tables 3 and 4. Data regarding the nickel deposits are also included for comparison. A relative increase of 69% for the sliding wear resistance of the composite coating plated with saccharin and WFK in the bath compared with the nickel coating have been determined (Tab. 3, sample 1). The wear behaviour of the specimens plated with WRN was differentiating. The sample 6 (Tab. 4) has the least wear resistance and sample 1 has a relative 44% greater wear resistance compared with the nickel coating plated with WRN. But the sample 1 plated with saccharin and WFK has a relative increase of 66% for the wear test compared with the nickel plated with WRN and was the best specimen from all examined.

WPROWADZENIE

W przemyśle samochodowym, lotnictwie, górnictwie i przemyśle elektromaszynowym w powszechnym użyciu są powłoki z twardego chromu osadzane z galwanicznych kąpieli Cr (VI). Powłoki te odznaczają się dużą odpornością na zużycie, ścieranie, korozję i wysokie temperatury. Pokrywa się nimi elementy narażone na te czynniki, a więc na przykład pierścienie tłokowe, wewnętrzne ścianki cylindrów, inne części silników spalinowych, powierzchnie tnące narzędzi i części maszyn, wały korbowe czy tłoki hydrauliczne. Chociaż techniczne powłoki chromowe mają niewątpliwe zalety aplikacyjne, jednak sam proces osadzania tych powłok staje się coraz bardziej trudny do realizacji z następujących powodów:

- Wydajność galwanicznej kąpieli do chromowania wynosi tylko 10÷15%; pozostałe 85÷90% zmarno-

[1] dr inż.

wanej energii elektrycznej jest stracone na wydzielone ciepło i gazy.

- Z kąpieli chromowej osadzają się powłoki z niejednolitym rozkładem grubości, co powoduje, że staje się konieczne osadzanie dużo grubszych powłok niż wynika to z potrzeb technologicznych po to, aby następnie zeszlifować osadzoną warstwę do wymiaru technologicznego.
- Kąpiel galwaniczna Cr (VI) jest kąpielą o dużej toksyczności nieprzyjazną dla środowiska. Związki chromu (VI) znajdują się na początku listy substancji niebezpiecznych dla zdrowia, mają wyraźne działanie rakotwórcze, silne działanie żrące i utleniające, co może wywoływać owrzodzenia i rozpuszczanie błon śluzowych.
- Wydzielające się w czasie trwania procesu gazy (na katodzie wodór, na anodzie tlen) porywają ze sobą związki chromu (VI), zanieczyszczając powietrze.

Coraz większy nacisk kładziony w wielu krajach na ochronę środowiska spowodował wzrost wymagań dotyczących ograniczeń emisji związków Cr (VI).

W Unii Europejskiej na razie obowiązuje ograniczenie do 0,05 mg/m^3 (MEL - maximum exposure limit), ale w USA już od 1995 r. to ograniczenie wynosi dla galwanizerni posiadających kąpiele do chromowania technicznego 0,015 mg/m^3 [1, 2] i należy spodziewać się, że Unia Europejska wprowadzi niebawem ten ostatni limit na swoim terenie. W USA jest spodziewany całkowity zakaz stosowania chromu (VI) od 1.01.2003 r. [3]. Powyższe przyczyny muszą mieć wpływ na przyszłe projektowanie i produkcję w przemyśle samochodowym, lotnictwie, górnictwie i przemyśle elektromaszynowym. Dlatego w USA, Japonii i Europie podejmuje się obszerne badania dotyczące przejścia na alternatywne powłoki charakteryzujące się dużą odpornością na zużycie, wysoką temperaturę i korozję.

Nikiel wytwarza związki z różnymi pierwiastkami, co polepsza właściwości powłoki. Jako przykład można podać związki niklu z B, Si, Al, Ti. Przy podwyższonych temperaturach tworzą się połączenia typu Ni_xM_y, które są stabilne przy dalszym podwyższaniu temperatury.

W KPE z osnową Ni i z dyspersyjnymi cząstkami boru powstają po wygrzaniu w podwyższonej temperaturze borki Ni_3B,Ni_4B_3, Ni_2B i NiB, które odznaczają się dużą twardością i odpornością termiczną. Temperatura topnienia borków niklu jest od 1478^{o}C (dla Ni_3B) do 1863^{o}C (dla NiB), a ich twardość HB od 11,9 do 15,5 GPa [4]. Obecność boru w powłoce niklowej zmniejsza dyfuzyjne przemieszczanie się atomów i wakancji w sieci kryształu, podwyższa odporność na deformację plastyczną i zmniejsza rozmiary krystalitów podczas elektrokrystalizacji oraz ich wzrost podczas rekrystalizacji, a także umacnia osnowę niklową. Rozważa się możliwość zastosowania takich powłok do urządzeń pracujących z warunkach dużej ścieralności, gdyż są one 5 do 6 razy bardziej odporne na ścieranie od stali martenzytycznej [5].

Odporne na zużycie oraz lutowne stopy Ni-B osadzali
z niskostężeniowych elektrolitów chlorkowych Degtjar i in. [6]. Dla powłok odpornych na zużycie istotna była zawartość w warstwie fazy Ni_4B_3, a powłoki odznaczające się dobrą lutownością wykazywały w badaniach rentgenowskich obecność faz $(Ni_3B)O$ i $(Ni_3B)16$ 0.

Novotorceva i Gajevskaja [7] zaprezentowały wyniki badań odporności na korozję kompozytowych powłok Ni-B. Badania wykazały zmniejszanie się prądu korozyjnego i przesunięcie potencjału korozji w stronę potencjałów dodatnich ze wzrostem zawartości boru w powłoce kompozytowej. Termiczna obróbka na powietrzu polepsza właściwości antykorozyjne warstwy, gdyż na powierzchni wytwarzają się ochronne warstwy tlenków niklu i boru. Odwrotne rezultaty osiąga się po termicznej obróbce w gazie obojętnym - argonie. Na powierzchni warstwy wytwarzają się fazy Ni_3B i Ni_2B. Borki są odporne na działanie kwasów i główne roztwarzanie zachodzi na ziarnach niklu. Ogólna odporność takiej warstwy na korozję zmniejsza się znacząco.

Wykonano wstępne badania osadzania niklowych kompozytowych powłok elektrochemicznych z cząstkami dyspersyjnymi: SiC, SiO_2, Si_3N_4, B, B_4C i C (diament) [8, 9], które potwierdziły możliwość otrzymywania powłok kompozytowych o podwyższonych w stosunku do powłok niklowych właściwościach użytkowych.

CZĘŚĆ DOŚWIADCZALNA

Do badań elektroosadzania kompozytowych powłok niklowych użyto niskostężeniowej kąpieli do niklowania o składzie: 130 g/dm^3 $NiSO_4 \cdot 7H_2O$, 70 g/dm^3 $NiCl_2 \cdot$ $\cdot 6H_2O$, 45 g/dm^3 H_3BO_3. Kąpiel była przygotowana w zwykły sposób, utleniana i preelektrolizowana w celu usunięcia zanieczyszczeń. Parametrami procesu są: temperatura 318 K; gęstość prądu 4 A/dm^2, pH 3,8; mieszanie mechaniczne (mieszadło magnetyczne). W celu uzyskania powłok niklowych o prawidłowych (ściskających) naprężeniach własnych i dobrym wyglądzie użyto dwóch dodatków organicznych do tej kąpieli. Były to: imid kwasu o-sulfobenzoesowego (sacharyna - SA) w ilości 3 g/dm^3 i dodatek WRN w ilości 20 ml/dm^3. Jako cząstki dyspersyjne użyto amorficznego boru prod. Sigma, którego w pierwszej i drugiej serii badań użyto w stężeniu 5 g/dm^3 kąpieli. W badaniach wykorzystano sześć związków powierzchniowo czynnych: kationowy wysokofluorowany związek powierzchniowo czynny (WFK) prod. 3M., USA, alkilosulfobursztynian (ASB) prod. ZA Kędzierzyn, kationowy sililowy związek powierzchniowo czynny, SK prod. Aldrich, anionowy

wysokofluorowany związek powierzchniowo czynny (WFA) prod. Aldrich, kationowy wysokofluorowany związek powierzchniowo czynny (WFK-1) prod. Aldrich i amfoteryczny wysokofluorowany związek powierzchniowo czynny (AWF) prod. Aldrich. Związki te posłużyły do sporządzania dyspersji boru w kąpieli niklowej. Zawartość cząstek dyspersyjnych w badanych powłokach oznaczano metodą grawimetryczną, rozpuszczając te powłoki w kwasie solnym 1:1.

Połysk powłok niklowych mierzono połyskomierzem 8510-1 prod. C.E. Johansson, Szwecja. Mierzono względną zdolność odbicia światła przez badaną powierzchnię metodą maksymalnej wartości światła odbijanego w sposób lustrzany. Naprężenia własne osadzanych powłok Ni-B mierzono metodą dylatometryczną przy zastosowaniu IS-metru firmy OMI International. Mikrotwardość osadzonych powłok mierzono metodą Vickersa z użyciem mikrotwardościomierza typu Hanemanna, stosując obciążenia 0,01 i 0,05 kg.

W celu zbadania odporności na zużycie wytworzonych warstw kompozytowych przyjęto technikę badań opartą na układzie badawczym: płaska powierzchnia- - kula. Do badań odporności na zużycie posłużyły próbki powłok kompozytowych osadzanych na podłożu miedzianym przez 30 min przy gęstości prądu 4 A/dm^2. Tak wytworzone kompozytowe powłoki niklowe poddano procesowi zużycia w tarciu ślizgowym suchym, kulą o średnicy 30 mm przy kącie pochylenia 35^o, droga tarcia 5000 obrotów. Na podstawie uzyskanych śladów wytarcia i pomiaru ich średnicy wyliczono głębokości wytarcia, które były miarą odporności na zużycie.

WYNIKI BADAŃ

W tabelach 1 i 2 przedstawiono wyniki badań zawartości boru w osadzanych warstwach i połysku, zaś w tabelach 3 i 4 podano wyniki pomiarów mikrotwardości i zużycia.

TABELA 1. **Zawartość boru w powłoce kompozytowej w zależności od użytego związku powierzchniowo czynnego. Dodatek przeciwnaprężeniowy - SA**

TABLE 1. **The boron contents in the composite coatings as depends from used surface - active compound. The addition agent - SA**

Nr próbki	Związek powierzchniowo czynny	Zawartość boru w powłoce		Połysk
		% mas.	% at.	%
0	-	-	-	22
1	WFK	0,2	1,08	18
2	ASB	1,2	6,19	30
3	SK	2,0	9,97	23
4	WFA	0,6	3,17	18
5	WFK-1	0,75	3,94	21
6	AWF	0,65	3,43	23

TABELA 2. **Zawartość boru w powłoce kompozytowej w zależności od użytego związku powierzchniowo czynnego. Dodatek organiczny - WRN**

TABLE 2. **The boron contents in the composite coatings as depends from used surface - active compound. The addition agent - WRN**

Nr próbki	Związek powierzchniowo czynny	Zawartość boru w powłoce		Połysk
		% mas.	% at.	%
0	-	-	-	100
1	WFK	2,3	11,33	40
2	ASB	2,1	10,43	52
3	SK	2,5	12,22	46
4	WFA	0,74	3,89	25
5	WFK-1	0,9	4,70	46
6	AWF	1,3	6,67	53

TABELA 3. **Wyniki pomiarów mikrotwardości i zużycia kompozytowych powłok Ni-B. Dodatek organiczny - SA**

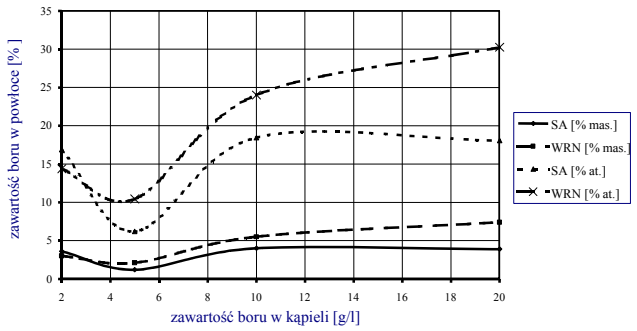
TABLE 3. **Results of the measuring of the microhardness and wear of the composite coatings Ni-B. Addition agent - SA**

Nr próbki	Związek powierzchniowo czynny	Mikrotwardość		Głębokość wytarcia
		μHV0,010	μHV0,050	μm
0	-	358,0	239,7	2,49
1	WFK	516,0	435,7	0,76
2	ASB	426,7	255,3	2,23
3	SK	401,7	294,7	
4	WFA	256,7	206,7	
5	WFK-1	305,3	188,7	
6	AWF	310,3	258,7	

TABELA 4. **Wyniki pomiarów mikrotwardości i zużycia kompozytowych powłok Ni-B. Dodatek organiczny - WRN**

TABLE 4. **Results of the measuring of the microhardness and wear of the composite coatings Ni-B. Addition agent - WRN**

Nr próbki	Związek powierzchniowo czynny	Mikrotwardość		Głębokość wytarcia
		μHV0,010	μHV0,050	μm
0	-	346,0	248,0	2,27
1	WFK	470,3	257,0	1,28
2	ASB	435,0	350,7	1,5
3	SK	444,0	353,3	
4	WFA	464,7	355,0	
5	WFK-1	510,7	371,3	1,6



6	AWF	527,0	374,7	1,63

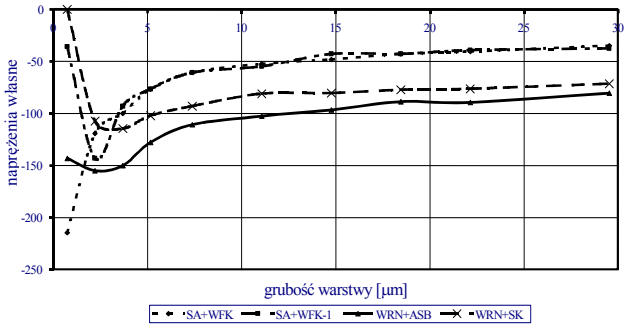
Rys. 1. Zależność zawartości boru w powłoce kompozytowej od jego zawartości w kąpieli. Związek powierzchniowo czynny - ASB

Fig. 1. Dependence of boron contents in the composite coating from its contents in the bath. Surface - active compound - ASB

Na rysunku 1 przedstawiono zależność zawartości boru w osadzanej warstwie kompozytowej od jego zawartości w kąpieli dla wybranych składów kąpieli. Na rysunku 2 zaprezentowano zmiany naprężeń włas-nych powłok kompozytowych Ni-B, osadzanych z różnymi dodatkami organicznymi, w zależności od grubości osadzanej warstwy.

DYSKUSJA WYNIKÓW

W obecności sacharyny otrzymano warstwy Ni-B z niewielką zawartością boru - od 0,2 do 2% mas. (tab. 1). Połysk powłok osadzanych w obecności sacharyny nie zmieniał się znacząco w porównaniu z powłoką bez dodatku boru. Najwięcej boru wbudowało się w obecności kationowego sililowego związku powierzchniowo czynnego (SK - próbka 2). Dodanie do kąpieli dodatku WRN spowodowało, że znacząco zwiększyła się zawartość boru w osadzanych warstwach kompozytowych (tab. 2). Otrzymano powłoki Ni-B o zawartości boru od 0,74 do 2,5% mas. (3,89÷12,22% at.). W tej serii badań najlepszym związkiem, w obecności którego otrzymano powłokę z największą zawartością boru, okazał się również kationowy sililowy związek powierzchniowo czynny (SK - próbka 3). Zbliżoną do próbki 3 zawartość boru w powłoce kompozytowej otrzymano dla próbek 1 i 2 (kationowy wysokofluorowany związek powierzchniowo czynny WFK i alkilosulfobursztynian ASB). Połysk powłok kompozytowych Ni-B osadzanych w obecności WRN był mniejszy niż powłoki niklowej osadzonej z tym dodatkiem. Jego wartość zmieniała się nie tylko ze zmianą zawartości boru w powłoce kompozytowej, ale również ze zmianą środka powierzchniowo czynnego w kąpieli. Najmniejszy połysk otrzymano dla próbki 4 (25%), w której osadzono najmniej boru (3,89% at.). W tym eksperymencie użyto anionowego związku powierzchniowo czynnego (WFA), który niekorzystnie wpływa na równomierny rozwój warstwy i zmniejszenie połysku będzie prawdopodobnie wynikać nie tylko z obecności wbudowanych cząstek boru, ale również ze zbyt zorien-



towanego wzrostu powłoki kompozytowej.

Rys. 2. Zależność naprężeń własnych powłok Ni-B od grubości warstwy

Fig. 2. Dependence of the internal stress of the coating Ni-B from its thickness

W celu zbadania, jak zmienia się zawartość boru w powłoce kompozytowej w zależności od jego zawartości w kąpieli przeprowadzono eksperymenty, stosując dla obu kąpieli (SA i WRN) związek powierzchniowo czynny - ASB. Okazało się, że przy zawartości 5 g/dm^3 boru w kąpieli występuje minimum na krzywej zależności zawartości boru w powłoce kompozytowej od jego zawartości w kąpieli (rys. 1). Więcej boru wbudowywało się nawet przy mniejszej jego zawartości w kąpieli - 2 g/dm^3. Dla kąpieli z sacharyną zwiększanie zawartości boru powyżej 10 g/dm^3 nie powoduje dalszego wzrostu jego zawartości w powłoce kompozytowej. Natomiast dla kąpieli z WRN uzyskuje się podwyższenie zawartości boru aż do 30% at. (przy zawartości w kąpieli 20 g/dm^3). Jak widać z przedstawionych wyników badań, jest możliwe sterowanie składem warstwy kompozytowej poprzez zmianę dodatków organicznych i zawartości boru w kąpieli.

Badania naprężeń własnych powłok Ni-B osadzanych z czterech wybranych kąpieli wykazały, że w całym zakresie grubości tych powłok mają one naprężenia ściskające (rys. 2). Naprężenia własne powłok osadzanych w obecności sacharyny różniły się początkowo prawie o 200 MPa, ale już od grubości 5 μm obie warstwy miały jednakowe naprężenia, które po osiągnięciu przez powłokę grubości 15 μm ustabilizowały się na poziomie około 40 MPa. Obie warstwy osadzano w obecności kationowych wysokofluorowanych związków powierzchniowo czynnych, a zawartość boru w nich była poniżej 4% at. Dla powłok Ni-B osadzanych w obecności WRN wybrano dwa inne związki powierzchniowo czynne: alkilosulfobursztynian (anionowy - ASB) i kationowy sililowy (SK). Te powłoki osadzały się również w początkowym okresie wzrostu z dość różnymi (o około 140 MPa) naprężeniami własnymi. Naprężenia i w tych powłokach stabilizowały się

po osiągnięciu przez nie grubości 10 μm, ale przez dalszy zakres grubości zaobserwowano różnicę pomiędzy ich naprężeniami (o około 10 MPa). Zawartość boru w obu warstwach była zbliżona - około 10% at. Można przypuszczać, że użyte związki powierzchniowo czynne wpływają w sposób zauważalny na proces elektrokrystalizacji. Największy wpływ na naprężenia własne wywierał anionowy alkilosulfobursztynian, w obecności którego osadzały się warstwy z największymi naprężeniami ściskającymi, które można uznać za poprawne w ocenie przydatności technologicznej. W obecności tego związku było możliwe osadzanie powłok z dużą zawartością boru (rys. 1) i dlatego wydaje się, że może on być przydatny w dalszych badaniach nad osadzaniem powłok Ni-B.

Pomiary mikrotwardości wykonano przy dwóch obciążeniach: 0,01 i 0,05 kG. W serii I (powłoki osadzane z kąpieli zawierającej sacharynę) największą twardość miała próbka 1 (tab. 3) o najmniejszej zawartości boru 0,2% mas. Próbki 4÷6, zawierające poniżej 1% mas. boru, miały mikrotwardość mniejszą lub zbliżoną do mikrotwardości powłoki bez cząstek dyspersyjnych. Mikrotwardość próbek 2 i 3, zawierających najwięcej wbudowanego boru (w tej serii), była nieco większa od mikrotwardości powłoki niklowej osadzonej w obecności sacharyny. Jak widać z zaprezentowanych wyników, mikrotwardość powłok kompozytowych Ni-B osadzanych w obecności sacharyny i różnych związków powierzchniowo czynnych nie koreluje z zawartością boru w powłoce kompozytowej.

W drugiej serii badań (powłoki osadzane z kąpieli zawierającej WRN) mikrotwardość powłok kompozytowych jest większa od mikrotwardości powłoki niklowej (tab. 4). Największą mikrotwardość miała próbka 6, dla której zawartość boru wynosiła 1,3% mas. W tej serii również nie stwierdzono korelacji pomiędzy zawartością boru w powłoce a mikrotwardością. Można przypuszczać, że umocnienie osnowy niklowej poprzez nakładanie się efektów rozdrobnienie ziarna, wbudowywanie dyspersji boru i zwiększanie się gęstości dyslokacji ma wpływ na różnice w mikrotwardości powłok Ni-B osadzanych z kąpieli o zmiennym składzie dodatków organicznych.

Badania odporności na zużycie kilku powłok kompozytowych i dwóch powłok niklowych przedstawiono w tabelach 3 i 4. Powłoki osadzane w obecności sacharyny miały dobrą odporność na zużycie, chociaż odporność próbki 2 była znacznie mniejsza niż próbki 1 (tab. 3). Powłoka osadzona w obecności SA i WFK miała najlepszą odporność na wytarcie ze wszystkich badanych powłok (o 69% względem powłoki niklowej osadzonej w obecności sacharyny i o 66% względem powłoki niklowej osadzonej w obecności WRN) (próbka 1). Odznaczała się ona największą mikrotwardością w tej serii badań i najmniejszą zawartością boru w powłoce kompozytowej. Wynikałoby stąd, że sacharyna i związek powierzchniowo czynny decydują o umocnieniu elektroosadzanej warstwy w większym stopniu niż ilość wbudowanego boru.

Spośród powłok kompozytowych osadzanych w obecności WRN wszystkie próbki miały mniejszą głębokość wytarcia w porównaniu z powłoką niklową osadzoną z tym samym dodatkiem blaskotwórczym (tab. 4). Największą odpornością na zużycie w tej serii badań odznacza się próbka 1, osadzona w obecności zwilżacza WFK - głębokość wytarcia jest prawie dwukrotnie mniejsza (o 44%) niż ta otrzymana dla próbki 0. Zawartość boru w tej powłoce wynosi 11,33% at., a więc jest to duża zawartość tego pierwiastka. Natomiast mikrotwardość w tym przypadku jest przeciętna (470 μHV0,01).

WNIOSKI

1. Skład dodatków organicznych w kąpieli wpływa w istotny sposób na zawartość boru w powłoce kompozytowej.
2. Połysk powłok kompozytowych Ni-B nie koreluje z zawartością tego pierwiastka w warstwie. Większy wpływ wywierają użyte związki organiczne, które prawdopodobnie wpływają na elektrokrystalizację powłoki w zróżnicowany sposób.
3. Zawartość boru w powłoce kompozytowej zależy od jego zawartości w kąpieli, ale nie jest to zależność liniowa.
4. Mikrotwardość warstwy kompozytowej zależy od składu kąpieli, ale nie koreluje z zawartością boru w powłoce.
5. Nie ma korelacji pomiędzy zawartością boru w powłoce kompozytowej a jej odpornością na zużycie.

LITERATURA

[1] Altmayer F., Plat. and Surf. Finish. 1995, 2, 26.
[2] Murphy S.A., ibid. 1998, 1, 119.
[3] Filatow L., Wadman E., Galw. i Obr. Powerchn. 1999, 2, 16.
[4] Saifullin R.S., Nieorganiczeskije kompozicionnyje matieriały, Chimija, Moskwa 1983.
[5] Chaldeew G.W., Koskow W., Jagodina L.M., Zaszczita Mietałłow. 1982, 18(5), 719.
[6] Degtjar L.A., Dubow B.U., Kudrjavtzewa I.D., Kukos F.I., ibid. 1999, 77(3), 123.
[7] Nowotorcowa I.G., Gajewskaja T.W., Zaszczita Mietałłow. 1998, 34(2), 147.
[8] Szeptycka B., Grzelak M., Niklowe kompozytowe powłoki elektrochemiczne (CEC) - Badania wstępne, Praca statutowa IMP, 1996.
[9] Szeptycka B., Niklowe kompozytowe powłoki elektrochemiczne (NKPE), Inżynieria Powierzchni 1997, 4, 45.

Recenzent
Andrzej Małecki