

Marcin KOT*, **Wiesław RAKOWSKI***, **Łukasz MAJOR****,
Jurgen LACKNER***

BADANIE ODPORNOŚCI NA PĘKANIE I ZUŻYCIE PRZEZ TARCIE POWŁOK WIELOWARSTWOWYCH

EXAMINATION OF THE FRACTURE TOUGHNESS AND WEAR RESISTANCE OF MULTILAYER COATINGS

Słowa kluczowe:

powłoki wielowarstwowe, deformacje, pękanie, zużycie

Key words:

multilayers, deformations, fracture, wear

Streszczenie

W pracy przedstawiono możliwości poprawy odporności na pękanie oraz zużycie powłok azotków metali i węglowych poprzez wprowadzenie międzywarstw z materiału charakteryzującego się sprężysto-plastycznym charakterem deformacji. Przedstawiono wyniki badań indentacyjnych i tribologicznych powłok wielowarstwowych Ti/TiN i a-C:H/TiN, które porównano z właściwościami powłok pojedynczych TiN i a-C:H. Mechanizm deformacji takich powłok okre-

* AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Mechanicznej i Robotyki, al. Mickiewicza 30, 30-065 Kraków, Polska, e-mail: kotmarc@imir.agh.edu.pl.

** Instytut Metalurgii i Inżynierii Materiałowej PAN, ul. Reymonta 25, 30-059 Kraków, Polska.

*** Joanneum Research; Laserzentrum Leoben; Austria.

ślono poprzez testy indentacyjne z wykorzystaniem sferycznych wglębników i analizę odcisków przy użyciu technik SEM i TEM. Wykazano celowość wprowadzania cienkich warstw tytanu w powłokach wielowarstwowych, których odkształcenia plastyczne przy obciążeniach zewnętrznych prowadzą do poprawy odporności na pękanie oraz kilkukrotnie zmniejszają zużycie w stosunku do powłok pojedynczych.

WPROWADZENIE

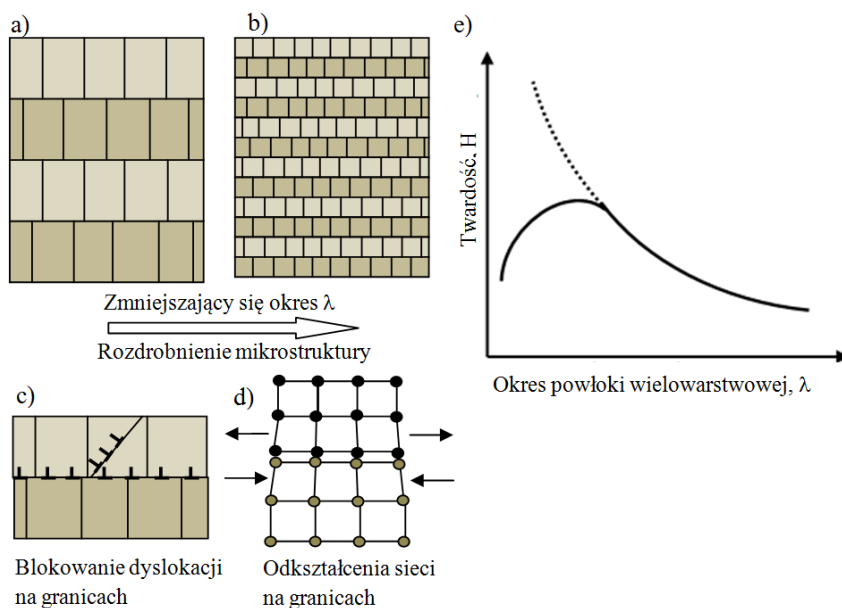
Rozwój technologii osadzania metodami próżniowymi cienkich powłok sprawił, że są one coraz powszechniej stosowane praktycznie we wszystkich dziedzinach przemysłu. Najczęściej osadzane są powłoki z azotków metali przejściowych, choć znacząco rozwija się obszar aplikacji powłok węglowych. Jednak wadą wspólną obydwu tych grup powłok jest ich mała odporność na pękanie, co prowadzi do wykruszania powłoki podczas kontaktu z partnerem tribologicznym oraz intensyfikacji procesu zużywania. Powstające na powierzchni powłoki mikropęknięcie na skutek cyklicznie powtarzających się naprężeń rozciągających zazwyczaj łatwo propaguje przez całą grubość powłoki. Celowe zatem jest wprowadzenie barier w strukturę powłok, które będą uniemożliwiać propagację takich pęknięć. Jednym z rozwiązań, które intensywnie jest rozwijane w okresie ostatnich 20 lat, są powłoki wielowarstwowe, w których różne właściwości kolejnych warstw oraz ich mikrostruktura powodują, że pęknięcia nie mogą w łatwy sposób propagować przez kolejne granice między warstwami. Różne sieci krystaliczne, a nawet inne parametry takich samych sieci sprawiają, że przemieszczające się dyslokacje nie mogą pokonywać tych barier lub do pokonania ich potrzebny jest większy poziom naprężeń. Efektem tego jest w wielu wypadkach znaczne utwardzenie powłok wielowarstwowych, a twardości takich struktur warstwowych mogą przewyższać twardość najtwardszych warstw wchodzących w skład powłoki wielowarstwowej. Przykładami w literaturze są powłoki Ti/TiN i Cr/CrN o twardości większej od pojedynczych warstw – odpowiednio TiN i CrN [L. 1, 2].

Wzrost twardości powłok wielowarstwowych związany jest z kilkoma zjawiskami (Rys. 1):

- zmianami mikrostruktury powłok wraz ze zmniejszaniem grubości podwarstw (Rys. 1a, b),
- blokowaniem dyslokacji na granicach rozdziału (Rys. 1c),
- istnieniem pól naprężeń wokół granic rozdziału na skutek niedopasowania sieci krystalicznych lub/i naprężeń termicznych (Rys. 1d).

Im zatem więcej granic międzywarstwowych i im warstwy są cieńsze, czemu zazwyczaj towarzyszy zmniejszenie wymiarów ziaren, tym twardość powłok wielowarstwowych powinna rosnąć. Charakterystyczne jest jednak dla większości kompozycji materiałowych multiwarstw istnienie optymalnego

okresu λ (suma grubości kolejnych dwóch warstw) zapewniającego im najlepsze właściwości (**Rys. 1e**), a dalsze jego zmniejszanie powoduje pogorszenie właściwości powłoki. Dla dużych okresów w multiwarstwie $\lambda > 100$ nm przemieszczanie dyslokacji jest hamowane na granicach międzywarstwowych oraz na granicach ziarn wewnątrz pojedynczych warstw, co jest zgodne z klasyczną teorią Halla-Petcha, powodując wzrost twardości proporcjonalny do $\lambda^{-1/2}$. Mechanizm ten jest decydujący przy zmniejszaniu λ do około 10–20 nm. Poniżej tej wartości dyslokacje mają możliwość przechodzenia przez granicę międzywarstwową przy niższym poziomie naprężeń. W przypadku powłok wielowarstwowych o koherentnych lub semikoherentnych granicach rozdziału pomiędzy warstwami duży wpływ na mechanizm deformacji i umocnienie mają naprężenia wynikające z niedopasowania sieci oraz naprężenia termiczne. Naprężenia te są zlokalizowane w obszarach przyległych do granic rozdziału, sięgając do kilkunastu parametrów sieci. Odgrywają one znaczącą rolę w umocnieniu zwłaszcza dla układów, w których obydwie warstwy zbudowane są z azotków metali. Przy tym samym typie sieci krystalicznej umocnienie jest tym wyższe,



Rys. 1. Mechanizmy umocnienia powłok wielowarstwowych

Fig. 1. Strengthening mechanisms in multilayers

im większa jest różnica w parametrach sieci materiałów wchodzących w skład multiwarstwy. Dużą zaletą multiwarstw typu azotek metalu/metal jest to, że międzywarstwy metaliczne w znacznym stopniu umożliwiają zmniejszenie naprężeń własnych [L. 2–4]. Podwarstwy azotków w takich powłokach podlegają

znacznie niższym naprężeniom w porównaniu z powłokami pojedynczymi. Zmniejszenie naprężeń ściskających wraz ze zmniejszeniem sztywności powłoki poprawia jej przyczepność do podłoża. Dla powłok typu azotek metalu/metal i węgiel/azotek metalu trudno jest przewidywać a priori, jaka jest optymalna architektura powłok ze względu na niekoherentny charakter granic rozdziału będący wynikiem braku zależności krystalograficznych pomiędzy kolejnymi warstwami oraz zazwyczaj dużą ilością defektów na granicach rozdziału. Wprowadzenie międzywarstw metalicznych o znacznie większej odporności na pękanie niż warstw z azotków powodują, że powłoki wielowarstwowe charakteryzują się także większą odpornością na pękanie w stosunku do pojedynczych powłok węglowych czy z azotków metali. W przypadku zastosowań tribologicznych na węzły tarcia pracujące przy dużych obciążeniach zewnętrznych zaleta ta jest niezwykle pożądana, gdyż uniknięcie wykruszania fragmentów powłok i późniejszego pozostawania ich w strefie tarcia ogranicza zużycie takich systemów.

Celem pracy jest przedstawienie możliwości poprawy właściwości mechanicznych i tribologicznych powłok wielowarstwowych typu metal/azotek metalu Ti/TiN oraz węgiel/azotek metalu a-C:H/TiN w stosunku do powłok pojedynczych TiN i a-C:H.

BADANE POWŁOKI ORAZ METODYKA BADAWCZA

Badano powłoki pojedyncze a-C:H i TiN oraz powłoki wielowarstwowe Ti/TiN i a-C:H/TiN. Powłoki nakładano techniką rozpylania magnetronowego, wykorzystując przemysłowe urządzenie (Leybold, Niemcy) i napięcie przyspieszające -50 V. Podłożami były stalowe blaszki ze stali austenitycznej X5CrNi18-10 o grubości 1,5 mm i wymiarach 20×20 mm. Przed osadzaniem podłoża były polerowane, a następnie czyszczone w acetonie i etanolu. Osadzanie powłok poprzedzało czyszczenie i aktywacja podłoża w płazmie Ar+O₂ przy ciśnieniu 10⁻² Pa. Powłoki metaliczne Ti w wielowarstwach były osadzane w atmosferze czystego argonu, podczas gdy dla warstw TiN stosowano mieszaninę N₂+Ar. Źródłem jonów tytanu był target czystego tytanu Ti (Grade 2 – Eurotitan). Warstwy węglowe a-C:H osadzano w atmosferze C₂H₂+Ar i ciśnieniu 0,3 Pa. Dla multiwarstw a-C:H/TiN badania wstępne wykazały, że zastosowanie tylko warstw a-C:H i TiN nie zapewniło poprawy właściwości mechanicznych, dlatego wprowadzono międzywarstwy Ti o grubości około 7 nm pomiędzy kolejne warstwy TiN i a-C:H. Powłoka wielowarstwowa Ti/TiN zawierała 8 warstw Ti i TiN, a ich grubość wynosiła odpowiednio po 42 i 82 nm. Natomiast dla powłoki a-C:H/TiN grubości wynosiły 62 nm i 48 nm dla warstw a-C:H oraz TiN. W celu poprawy adhezji właściwych powłok do podłoża stalowych nałożono powłoki Ti o grubości 100 nm. Grubość całkowita powłok pojedynczych i wielowarstwowych wynosiła 1 μm. Dla wszystkich badanych układów powłoka-podłoże wyznaczono ich twardość metodą nanoindentacji, stosując nanoin-

dentor produkowany przez CSM Instruments (Szwajcaria). Testy prowadzono, wciskając wgłębnik diamentowy o geometrii Berkovicha z maksymalnym obciążeniem 2 mN. Powodowało to wciskanie wgłębniaka na głębokość 80–120 nm, co pozwalało uniknąć wpływu podłoża na uzyskiwane wyniki badań [L. 5, 6]. Krzywe indentacyjne analizowano według procedury podanej przez Olivera-Pharra, stosując się do zaleceń normy [L. 7]. Mechanizm deformacji oraz odporność na pękanie analizowano przy użyciu indentacji ze sferycznym wgłębniakiem o promieniu zaokrąglenia 20 μm . Testy prowadzono do wartości obciążenia powodującego deformacje plastyczne podłoży oraz pękanie powłok. Ilościowa ocena i wyznaczenie odporności na pękanie K_{IC} są niemożliwe dla powłok o złożonej budowie takich jak powłoki wielowarstwowe, stąd, porównując odporność na pękanie powłok, posługiwano się wartościami obciążenia prowadzącego do pęknięcia powłok L_{FR} . Wartość tego obciążenia wyznaczano analizując krzywe indentacyjne i poszukując na nich charakterystycznych załamania, czyli wzrostu deformacji przy stałym obciążeniu. Powstawanie pęknięć potwierdzano obserwacjami mikroskopowymi przy użyciu mikroskopii skaningowej SEM. Krzywe indentacyjne analizowano także, wykorzystując procedurę ich transformacji na krzywe naprężenie-odkształcenie, którą zaprezentowano we wcześniejszych pracach [L. 8, 9]. Testy tribologiczne w styku kula–tarcza przeprowadzono wykorzystując kule Al_2O_3 o średnicy 6 mm. Liczba cykli w ruchu obrotowym wynosiła 20000, co przy promieniu tarcia $r = 6$ mm daje drogę tarcia s wynoszącą około 750 m. Obciążenie normalne F_N dla wszystkich powłok wynosiło 5 N, co odpowiadało nominalnie (przyjmując właściwości powłoki do rozważań) początkowym naciskom w strefie styku na poziomie około 0,8–1 GPa. Po wykonaniu testów tribologicznych mierzono profil przekroju toru tarcia w czterech miejscach na obwodzie co 90° . Następnie obliczano objętość usuniętego materiału V i wskaźnik zużycia objętościowego W_v badanych układów powłoka–podłoże z zależności:

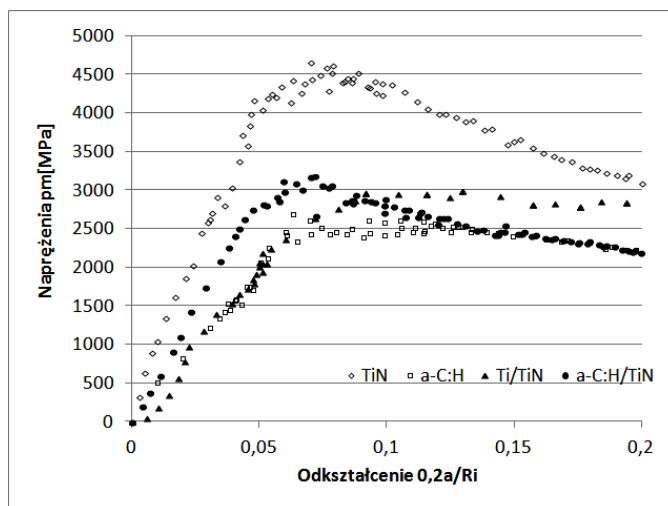
$$W_v = \frac{V}{F_N \cdot s} \left[\frac{\text{mm}^3}{\text{N} \cdot \text{m}} \right]$$

WYNIKI BADAŃ

Wyniki testów indentacyjnych w postaci wartości nanotwardości H_{IT} oraz indentacyjnego modułu sprężystości E_{IT} zestawiono w **Tabeli 1**. Dla powłoki wielowarstwowej Ti/TiN twardość jest o 8 GPa mniejsza od pojedynczej powłoki TiN, ale towarzyszy jej także niższy moduł sprężystości, co ze względu na jakość połączenia z podłożem stalowym i koncentrację naprężeń stycznych na granicy połączenia powłoka–podłoże jest bardzo pożądane. Twardość powłoki TiN/a-C:H jest mniejsza o 2 GPa niż pojedynczej powłoki a-C:H (**Tabela 1**). Dla obydwu powłok wielowarstwowych zmniejszenie twardości

jest efektem wprowadzenia cienkich warstw Ti, przy czym stanowią one 33% grubości dla powłoki Ti/TiN, podczas gdy warstwy metalu w powłoce a-C:H/TiN stanowią tylko około 12% grubości powłoki. Moduł sprężystości powłoki a-C:H/TiN jest na tym samym poziomie jak dla powłoki a-C:H pomimo wprowadzenia znacznie sztywniejszych warstw TiN do multiwarstwy. Na **Rys. 2** przedstawiono zmiany wartości średnich nacisków p_m w funkcji odkształcenia dla badanych układów powłoka–podłoże. Znacznie większa sztywność pojedynczej powłoki TiN prowadzi w miarę obciążania do wzrostu maksymalnych nacisków aż do poziomu 4,5 GPa, a następnie ich spadku na skutek rozwoju strefy odkształceń plastycznych w podłożu. Natomiast dla powłoki wielowarstwowej Ti/TiN naciski rosną tylko do 3 GPa. Podobnie dla powłoki a-C:H/TiN średnie naciski wzrosły maksymalnie do poziomu 3,2 GPa. Mniejsze naciski prowadzą do obniżenia maksymalnych naprężeń rozciągających w obszarach tuż poza strefą kontaktu. Dla powłoki wielowarstwowej naprężenia mogą być 20–30% mniejsze niż w pojedynczej powłoce, co na podstawie wyników modelowania MES przedstawiono we wcześniejszej pracy [**L. 10**]. Efektem tego jest wzrost obciążenia L_{FR} prowadzącego do pęknięcia powłok wielowarstwowych w porównaniu z powłokami pojedynczymi (**Tabela 1**). Naprężenia rozciągające w charakterystycznych obszarach oddziaływania węgelnika, po przekroczeniu wartości odpowiadającej wytrzymałości powłoki, prowadzą do powstawania i propagacji pęknięć. Kolumnowa mikrostruktura powłoki TiN powoduje, że powstają one i propagują najczęściej po granicach kolumn, a więc o nośności takich powłok decyduje nie wytrzymałość na rozciąganie materiału ceramicznego TiN, lecz wytrzymałość na ścinanie granic między kolumnami, która jest znacznie mniejsza. Prowadzi to do łatwej propagacji pęknięć przez całą grubość powłoki, a na skutek cyklicznego ich obciążenia w styku tribologicznym do wykruszania bądź delaminacji fragmentów powłok. Obraz pęknięcia w powłoce TiN po teście sferycznej indentacji przedstawiają **Rysunki 3a i 4a**.

W przypadku powłok wielowarstwowych Ti/TiN mikropęknięcia powstające i propagujące w warstwach TiN są zamykane w warstwach tytanu, co znacząco poprawia odporność na pęknięcie powłoki. Pęknięcie może dalej propagować poprzez grubość powłoki, ale musi być ponownie zainicjowane w kolejnej warstwie ceramicznej po drugiej stronie warstwy metalu, a to wymaga zwiększenia poziomu naprężeń w wyniku zwiększenia obciążeń zewnętrznych. Dodatkowo należy zaznaczyć, że dla odkształcanej powłoki wielowarstwowej kolejne warstwy ceramiczne są coraz bliżej osi obojętnej zginania (przyjmując zbliżony charakter deformacji powłoki w obszarze tuż poza polem kontaktu powłoki i węgelnika do zginania belki umocowanej na jednym końcu), a więc naprężenia rozciągające w kolejnych warstwach są coraz mniejsze.



Rys. 2. Krzywe napężenie-odkształcenie dla badanych układów powłoka–podłoże
 Fig. 2. Indentation stress-strain curves of tested coating-substrate systems

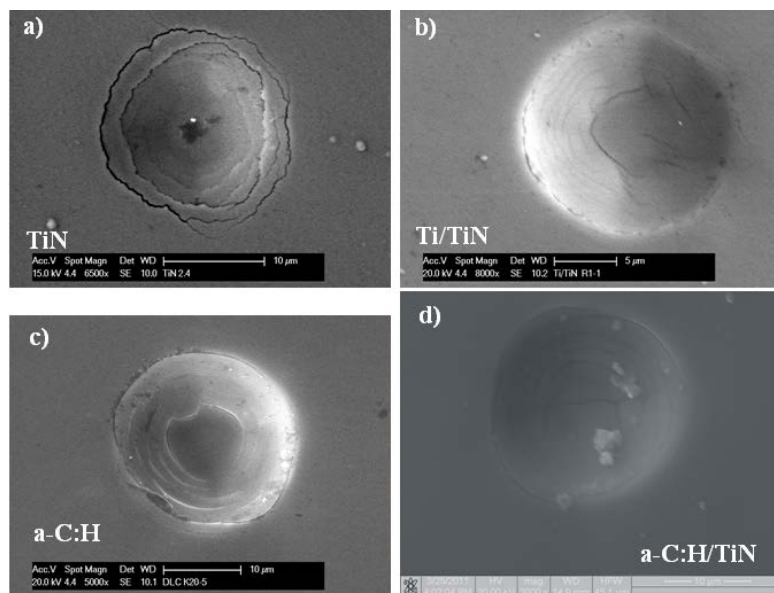
Tabela 1. Zestawienie wyników testów indentacyjnych i tribologicznych badanych układów powłoka–podłoże

Table 1. Summary of indentation and tribological test results of tested coating-substrate systems

Powłoka	H_{IT} [GPa]	E_{IT} [GPa]	L_{FR} [mN]	W_V 10^{-6} [mm ³ /Nm]	μ
TiN	33,5±0,9	388±12	215±25	7,1±1,3	0,28
Ti/TiN	25,2±1,2	265±15	330±25	2,1±0,7	0,26
a-C:H	18,7±1,6	206±15	137±15	1,9±0,3	0,12
a-C:H/TiN	16,7±1,5	204±11	165±9	1,1±0,3	0,14

Taki mechanizm deformacji powoduje poprawę odporności na pękanie powłok wielowarstwowych, co potwierdza obraz na **Rys. 3b** z widoczną mniej rozwiniętą siatką pęknięć na powierzchni powłoki Ti/TiN w stosunku do powłoki TiN. Obraz TEM pęknięcia z odkształconymi plastycznie warstwami Ti wykonany na przekroju poprzecznym powłoki wielowarstwowej przedstawiają **Rys. 4b, c**. Obszerną analizę pęknięć tworzonych na powierzchni powłok Ti/TiN podczas testów zarysowania oraz właściwości mechanicznych takich powłok w zależności od ich mikrostruktury i okresu multiwarstwy przedstawiono w pracach [L. 11, 12]. Poprawę odporności na pękanie można uzyskać także dla powłok węglowych, dla których odporność na pękanie jest jeszcze mniejsza niż powłok ceramicznych, ale duże zainteresowanie nimi wynika z ich świetnych właściwości tribologicznych [L. 13, 14]. Obraz powierzchni po sferycznej indentacji powłoki a-C:H oraz przekrój poprzecznych z widocznym pęknięciem

przez całą grubość powłoki przedstawiają odpowiednio **Rysunki 3c i 4d**. Możliwość poprawy adhezji do podłoża stalowych powłok wielowarstwowych TiN/a-C:H poprzez wprowadzenie międzywarstw TiN i Ti przedstawiono w pracy [L. 15]. Także i w takich multiwarstwach rolę barier dla propagujących mikropęknięć pełnią warstwy Ti rozdzielające kolejne warstwy azotków i węglowe (**Rys. 4e, f**).

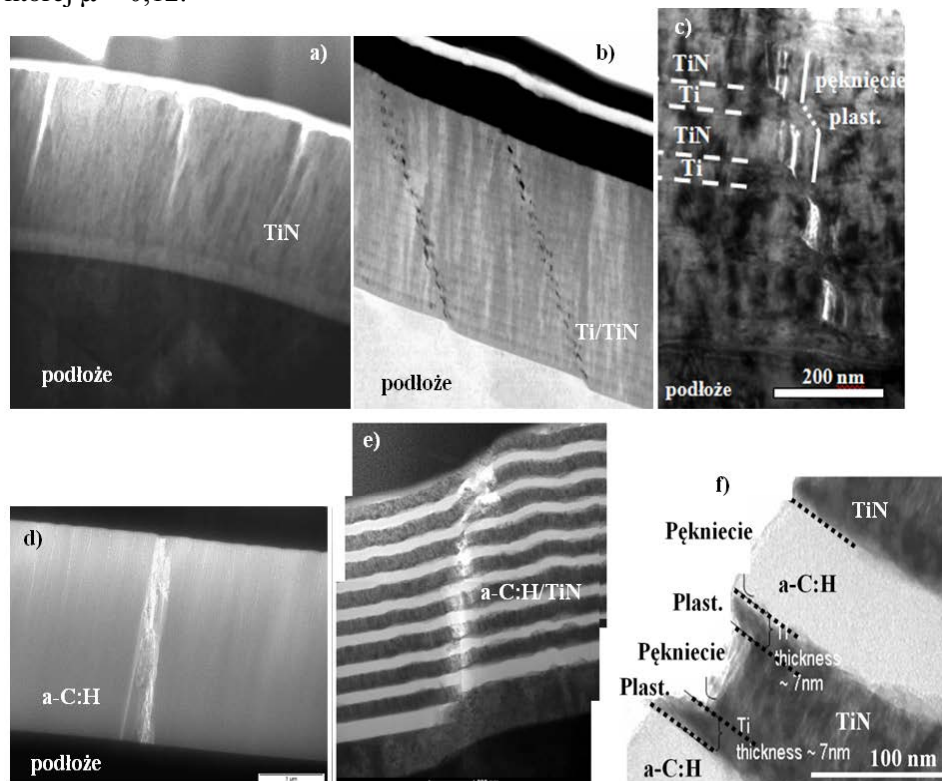


Rys. 3. Obrazy SEM powierzchni powłok po sferycznej indentacji: a) TiN; b)Ti/TiN; c) a-C:H; d) TiN/a-C:H

Fig. 3. SEM images of coatings surfaces after spherical indentations: a) TiN; b)Ti/TiN; c) a-C:H; d) TiN/a-C:H

Poprawa odporności na pęknięcie przy dużych naciskach w strefie styku podczas kontaktu tribologicznego skutkuje zazwyczaj także poprawą odporności na zużycie przez tarcie. Mniejsze zużycie w porównaniu z powłokami pojedynczymi wykazały obydwie powłoki wielowarstwowe. Wskaźnik zużycia W_V powłok Ti/TiN jest ponad 3-krotnie niższy niż dla powłok TiN. Natomiast multiwarstwa a-C:H/TiN ma najniższy wskaźnik zużycia, który jest prawie 2-krotnie niższy niż powłoki a-C:H. Pomimo wprowadzenia miękkich warstw Ti o typowej wartości współczynnika tarcia na poziomie 0,5–0,7 wartość tego parametru przy współpracy z kulą Al_2O_3 jest podobna dla powłok TiN – 0,26 i Ti/TiN – 0,28. Można zatem stwierdzić, że o oporach ruchu w multiwarstwie Ti/TiN w znaczącym stopniu decydują warstwy azotków TiN. Przy stabilnym procesie zużywania, bez większych pęknięć i wykruszania powłoki, warstwy Ti są prawdopodobnie szybko usuwane i kolejna warstwa TiN powoduje zmniej-

szenie intensywności zużywania przez dłuższy czas. Korzystnie niskim współczynnikiem tarcia 0,14 charakteryzuje się także powłoka TiN/a-C:H, co jest tylko nieznacznie większą wartością niż dla powłoki pojedynczej a-C:H, dla której $\mu = 0,12$.



Rys. 4. Obrazy TEM przekrojów powłok po sferycznej indentacji: a) TiN; b, c) Ti/TiN; d) a-C:H; e, f) a-C:H/TiN

Fig. 4. TEM images of coatings cross-sections after spherical indentations: a) TiN; b, c) Ti/TiN; d) a-C:H; e, f) a-C:H/TiN coating cross-sections

WNIOSKI

Wyniki badań mechanicznych i tribologicznych potwierdziły możliwość poprawy odporności na pękanie oraz zużycie przez tarcie powłok TiN i a-C:H poprzez wytworzenie powłok wielowarstwowych i wprowadzenie do powłok cienkich międzywarstw metalu. Wprowadzenie międzywarstw metalicznych Ti w obydwu powłokach wielowarstwowych znacząco obniżyło naciski w strefie styku powłoki i węgelnika dzięki możliwości „ślizgania się” warstw azotków metali i węglowych po warstwach tytanu. Efektem tego jest wzrost wartości obciążenia L_{FR} (Tabela 1) prowadzącego do pęknięcia powłoki podczas indentacji sferycznym węgelnikiem. Warstwy metalu powodują zamykanie lub odchy-

lanie mikropęknięć propagujących w kruchych warstwach azotków i węglowych. Wyniki badań wskazują jednak, że warstwy Ti powinny mieć odpowiednią grubość. W powłoce Ti/TiN, dla której grubość międzywarstw Ti wynosiła 42 nm obciążenie L_{FR} było o 50% wyższe niż dla pojedynczej powłoki TiN, natomiast dla powłoki a-C:H/TiN, w której warstwy Ti miały grubość tylko 7 nm, wzrost ten wyniósł w stosunku do powłoki a-C:H tylko 20%. Z drugiej jednak strony zbyt duża grubość warstw metalu przyczyni się do zmniejszenia twardości powłoki poprzez towarzyszący wzrostowi grubości warstw wzrost wielkości ziaren oraz zmniejszenie ilości granic międzywarstwowych. Prowadzi to do zwiększenia deformacji całej powłoki, a więc także twardych warstw azotków metali i warstw węglowych i w konsekwencji do intensyfikacji procesu ich pęknięcia. Natomiast zbyt cienkie warstwy Ti nie będą mogły zamykać pęknięć, ponieważ koncentracja naprężeń przed frontem pęknięcia prowadzi do umacniania warstwy metalu. Pęknięcie wtedy może dalej propagować przez całą ich grubość i prowadzić do łatwego formowania pęknięcia w kolejnej twardej warstwie. Zabezpieczenie powłoki przed takim pękaniem prowadzi do ograniczenia zużycia przy obciążeniach działających w styku skoncentrowanym. Dla badanych powłok wielowarstwowych Ti/TiN i TiN/a-C:H zużycie przez tarcie było 2–3-krotnie mniejsze niż powłok TiN i a-C:H.

LITERATURA

1. Bull S.J., Jones A.M.: Multilayer coatings for improved performance. *Surface and Coatings Technology*, 78, 1996, 173–184.
2. Lousa A., Romero J., Martinez E., Esteve J., Montala F., Carreras L.: Multilayered chromium/chromium nitride coatings for use in pressure die-casting. *Surface and Coatings Technology*, 146–147, 2001, 268–273.
3. Romero J., Esteve J., Lousa A.: Period dependence of hardness and microstructure on nanometric Cr/CrN multilayers. *Surface and Coatings Technology*, 188–189, 2004, 338–343.
4. Lackner J.M.: Industrially-scaled hybrid pulsed laser deposition at room temperature. *Orekop sc.*, Kraków 2005.
5. Fischer-Cripps A.C.: Critical review of analysis and interpretation of nanoindentation test data. *Surface and Coatings Technology*, 200, 2006, 4153–4165.
6. Kot M., Lacki P.: Contact mechanics of coating-substrate systems: I – Methods of analysis and FEM modeling of nanoindentation tests. *Journal of the Balkan Tribological Association*, 18, 2012, 598–614.
7. ISO 14577-4:2007 Metale. Instrumentalna próba wciskania wglębniaka do określania twardości i innych własności materiałów. Część 1: Metoda Badania.
8. Kot M.: Deformacje i pęknięcie układów powłoka–podłoże przy obciążeniach działających w styku skoncentrowanym. *Tribologia*, 231, 3/2010, 125–134.

9. Kot M., Lackner J.M., Major Ł., Rakowski W.: Analysis of spherical indentations of coating-substrate systems – experiments and FEM modeling. *Materials and Design*, 43, 2013, 99–111.
10. Kot M.: Contact mechanics of coating-substrate systems: single and multilayer coatings. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 12, 2012, 464–470.
11. Lackner J.M., Major Ł., Kot M.: Microscale interpretation of tribological phenomena in Ti-TiN soft-hard multilayer coatings on soft austenite steel substrates. *Biulletin of Polish Academy of Sciences. Technical Sciences*, 59/3, 2011, 343–355.
12. Kot M., Major Ł., Lackner J., Rakowski W.: Enhancement of mechanical and tribological properties of Ti/TiN multilayers over TiN single layer. *Journal of Balkan Tribological Association*, 18, 2012, 92–105.
13. Erdemir A.: Genesis of superlow friction and wear in diamondlike carbon films *Tribology International*, 37, 2004, 1005–1012.
14. Hauert R.: An overview on the tribological behavior of diamond-like carbon in technical and medical applications *Tribology International* 37, 2004, 991–1003.
15. Kot M., Major Ł., Lackner J.: The tribological phenomena of a new type of TiN/a-C:H multilayer coatings. *Materials and Design*, 51, 2013, 280–286.

Summary

The paper presents the opportunity of improving fracture and wear resistance of ceramic and carbon coatings through the introduction of metallic interlayers that exhibit an elastic-plastic character of deformation. The results of indentation and tribological tests of Ti/TiN and a-C:H/TiN multilayer coatings were compared with the results of TiN and a-C:H single coatings. The mechanism of deformation and fracture was analysed by spherical indentation and TEM, SEM microscopic observation of indents. The presented results showed the desirability of the introduction of thin titanium interlayers into multilayer structure. Thin Ti layers were plastically deformed under external contact loading which improved several times the fracture and wear resistance of tested multilayers in comparison to single layers.