

**Wiesław RAKOWSKI^{*}, Paweł ADAMCZYK^{*},
Sławomir ZIMOWSKI^{*}**

MIKROUDAROWE PĘKANIE ZMĘCZENIOWE POWŁOK TRIBOLOGICZNYCH

MICRO-IMPACT CRACKING OF TRIBOLOGICAL COATINGS

Słowa kluczowe:

wytrzymałość zmęczeniowa, obciążenie mikroudarowe, powłoki, pękanie

Key words:

fatigue strength, micro-impact, coatings, cracking

Streszczenie

W układach powłoka–podłoże pola naprężeń wywołane cyklicznymi mikroudarowymi obciążeniami powodują złożone skutki zarówno w materiale powłoki, jak i w połączeniu powłoki z podłożem (interfejs) oraz w materiale podłoża. Ich następstwem jest inicjacja i propagacja pęknięć zmęczeniowych prowadząca do ubytków materiału. Narzędziem do przybliżonej, teoretycznej analizy pól naprężeń w tych trzech ośrodkach jest zmodyfikowana teoria Hertza, wykorzystana do określenia głębokości zalegania punktu maksymalnej koncentracji naprężeń oraz promienia styku układu powłoka/podłoże w kontakcie z kulą. Wyzna-

^{*} AGH Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie, Wydział Inżynierii Mechanicznej i Robotyki, Katedra Konstrukcji i Eksploatacji Maszyn, al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Polska.

czony analitycznie promień styku układu powłoka/podłoże w kontakcie z kulą został zweryfikowany eksperymentalnie. Dla celów projektowania oraz właściwej eksploatacji narzędzi i elementów maszyn z powłokami estymowano położenie zbioru punktów maksymalnej koncentracji naprężeń stykowych względem interfejsu. Przedstawiona analiza teoretyczna procesu zmęczenia układu powłoka/podłoże została zweryfikowana w badaniach eksperymentalnych.

WPROWADZENIE

Pękanie zmęczeniowe powłok tribologicznych pod wpływem powtarzających się zmiennych naprężeń o charakterze udarowym występuje zarówno w ślizgowych węzłach tarcia, gdzie interakcja mikronierówności powierzchni jest dynamiczna, jak i w warstwach wierzchnich narzędzi pod wpływem fal sprężystych, a także w elementach poddanych zużyciu erozyjnemu i podobnych [L. 1]. Główną przyczyną niszczenia cienkich twardych powłok pod wpływem cyklicznego obciążenia mikroudarowego jest kumulacja zmęczeniowych mikropęknięć na granicy powłoka–podłoże. Inicjacja oraz propagacja pęknięć zmęczeniowych prowadzi często do wykruszania i odłupywania fragmentów powłoki. W analizie niszczenia cienkich twardych powłok istotne jest określenie miejsca występowania maksymalnych naprężeń w układzie powłoka/podłoże, czyli obszaru, w którym mogą pojawić się pierwsze pęknięcia materiału. W przypadku nacisków kontaktowych obszar ten można określić, wyznaczając położenie punktu maksymalnej koncentracji naprężeń [L. 2]. W projektowaniu elementów pokrytych twardymi powłokami istotne jest określenie takiej grubości powłoki w odniesieniu do przewidywanych obciążeń – aby punkt maksymalnej koncentracji naprężeń nie wystąpił na granicy powłoka/podłoże [L. 3]. W elementach maszyn, np. kołach zębatych, położenie miejsca koncentracji maksymalnych naprężeń przesuwa się wraz ze zmianą położenia miejsca styku dwóch zębów [L. 4, 5]. Podobne zjawiska występują w narzędziach skrawających. [L. 6, 7].

LOKALIZACJA MAKSYMALNYCH NAPRĘŻEŃ KONTAKTOWYCH W UKŁADZIE POWŁOKA–PODŁOŻE

W przypadku materiałów warstwowych rozważamy przypadek twardej powłoki na podłożu o mniejszej twardości i miękkiej powłoki na twardszym podłożu [L. 6]. Podczas uderzania twardą kulą w twardą powłokę ugina się ona wraz z podłożem. Jeżeli podłoże ulega odkształceniu plastycznemu, to dobrze związana z podłożem powłoka nie powraca do swojego wyjściowego kształtu, gdyż jest „przytrzymana” przez zdeformowane trwale podłoże. Następnym cyklem obciążenia

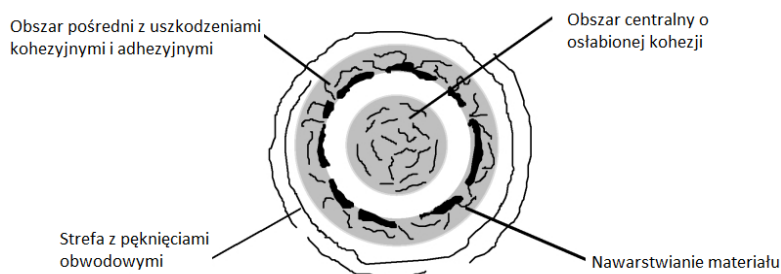
żenia zewnętrznego powoduje nakładanie się naprężeń od aktualnego uderzenia do naprężeń własnych.

Wskutek nakładania się w warstwie wierzchniej odkształceń pochodzących od naprężeń własnych i naprężeń od obciążeń zewnętrznych w obszarach śpiętrzenia naprężeń dochodzi do odrywania fragmentów powłoki.

Uszkodzenia, jakie powstają w twardej powłoce osadzonej na podłożu o mniejszej twardości (**Rys. 1**) można sklasyfikować następująco [**L. 7**]:

- obszar centralny o osłabionej kohezji, która sprzyja zjawisku mikropęknięć,
- obszar nawarstwiania materiału,
- obszar pośredni z uszkodzeniami kohezijnymi oraz osłabionej adhezji powłoki do podłoża,
- strefa pęknięć obwodowych.

Zjawiska te mogą występować pojedynczo, ale najczęściej dochodzi do jednoczesnego uszkodzenia w dwóch lub więcej strefach.



Rys. 1. Charakterystyczne strefy uszkodzenia powłoki powstające w kraterze po uderzeniu kulą [L. 7**]**

Fig. 1. Typical failure zones encountered after the impact test [**L. 7**]

W przypadku uderzeń w miękką powłokę może ona odkształcać się bez widocznych na powierzchni pęknięć. Uderzenia są przenoszone poprzez powłokę na twarde podłoże, powodując jego odkształcenie i po przekroczeniu dopuszczalnej liczby cykli mogą spowodować jego niszczenie zmęczeniowe. Jednak w tym układzie twardości pomiędzy powłoką i podłożem miękka powłoka skutecznie obniża maksymalne obciążenie podłoża.

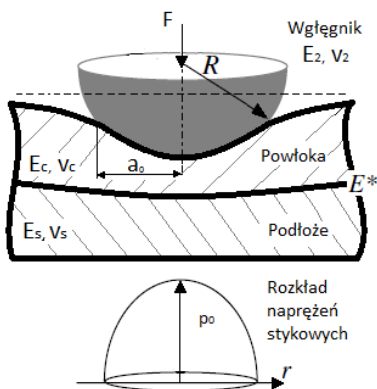
Teoria naprężeń kontaktowych opracowana przez Hertza, może być wykorzystywana do opisu oddziaływań między ciałami, jeżeli spełnione są następujące założenia [**L. 8, 9**]:

- stykające się ciała są jednorodne, izotropowe i liniowo sprężyste,
- odkształcenia ciał są niewielkie,
- powierzchnia styku w stosunku do powierzchni ciał jest mała,
- na powierzchni styku nie ma naprężeń stycznych, a jedynie normalne,
- stykające się ciała zachowują się zgodnie z prawem Hooke'a,

- istnieje naturalny beznapięciowy stan ciała, do którego powraca ono zawsze po odciążeniu.

W przypadku elementów pokrytych powłokami różnice właściwości mechanicznych powłoki i podłoża (twardość, moduł Younga, grubość powłoki i naprężenia własne) powodują zmianę rozkładu naprężeń i teoria Hertza nie może być stosowana do precyzyjnego określenia odkształcenia w styku oraz wielkości i rozkładu nacisków stykowych, a jedynie do wstępnego ich oszacowania.

W przypadku kontaktu kuli z płaskim elementem pokrytym powłoką (**Rys. 2**), korzystając z klasycznej teorii Hertza można tylko wstępnie oszacować minimalną wartość promienia styku kuli z powierzchnią płaską oraz wartość maksymalnych nacisków stykowych.



Rys. 2 Styk kuli z półprzestrzenią

Fig. 2 Contact between a sphere and a half-space

Promień styku a_0 wyznaczany jest z zależności, która łączy siłę nacisku (F), promień kuli (R) oraz ekwiwalentny moduł sprężystości (E^*) [L. 9]:

$$a_0 = \sqrt[3]{\frac{3FR}{4E^*}} \quad (1)$$

Ekwiwalentny moduł Young'a E^* wyznaczany jest z zależności:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \quad (2)$$

gdzie: E_1, ν_1, E_2, ν_2 – moduły Younga i współczynniki Poissona elementu z płaską powierzchnią oraz kuli.

Maksymalne naprężenia styczne generowane są na pewnej głębokości od powierzchni i zależą od geometrii styku oraz promienia kontaktu. W styku kula/płaszczyzna głębokość ta jest często uzależniana od promienia styku i może wynosić np. $\sim 0,47a_0$ [L. 10].

W celu dokładniejszego określenia powyższych wielkości zastosowano w niniejszej pracy sposób wyznaczenia zastępczego modułu Younga dla układu powłoka–podłoże, bazując na szerokich analizach prowadzonych przez S.B. Liu i in. [L. 11, 12].

Moduł ekwiwalentny dla układu powłoka–podłoże oraz wgłębnika wyznaczany z zależności (3) uwzględnia: moduł Younga i współczynnik Poissona zarówno powłoki, jak i podłoża [L. 11, 12]:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{E_1^*} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \quad (3)$$

natomiast:

$$E_1^* = E_c^* \cdot \frac{1 - (\lambda + \kappa + 4\kappa\alpha^2 H^2) \cdot e^{(-2\alpha H)} + \lambda\kappa \cdot e^{(-4\alpha H)}}{1 + 4\alpha H\kappa \cdot e^{(-2\alpha H)} - \lambda\kappa \cdot e^{(-4\alpha H)}} \quad (4)$$

gdzie: $H = \frac{h_c}{a_0}$ – bezwymiarowy współczynnik warstwy wierzchniej zależny

od grubości powłoki h_c oraz promienia styku a_0 , λ, κ – stałe zależne od współczynnika Poissona i współczynnika tarcia [L. 11], α – parametr

zależny od wartości $\frac{E_c^*}{E_s^*}$ i H , $E_c^* = \frac{E_c}{1 - \nu_c^2}$ – odpowiednik modułu

sprężystości powłoki.

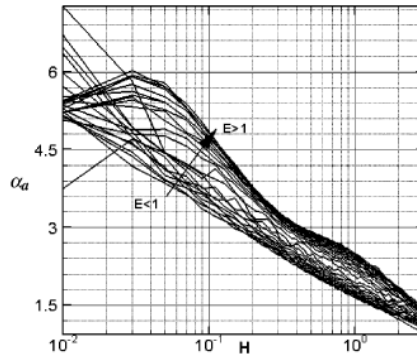
Parametr α wyznaczany jest numerycznie i dobierany na podstawie krzywej przedstawionej na **Rysunku 3**.

W kontakcie dwóch ciał występuje również oddziaływanie adhezyjne, co powoduje zwiększenie rzeczywistego pola styku (**Rys. 4**). Znaczące różnice w wielkości rzeczywistego promienia styku (a_1) i tego wyznaczonego na podstawie teorii Hertza (a_0) zauważyli A.D. Roberts (1968) oraz K. Kendall (1969). Efekt ten potwierdzili eksperymentalnie, wciskając z niewielkim obciążeniem kulisty wgłębnik w płaską powierzchnię z gumy oraz szkła. Natomiast stosując duże obciążenia, nie obserwowali znaczących różnic pomiędzy tymi

promieniami. Wyznaczając promień styku a_1 , należy zatem uwzględnić energię powierzchniową γ obydwu stykających się ciał [L. 13]:

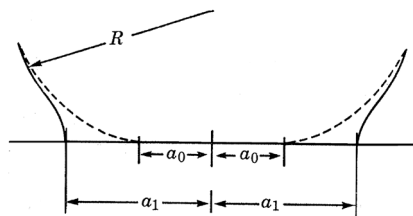
$$a_1^3 = \frac{3R}{4E^*} (F + 6\gamma\pi R + \sqrt{12\gamma\pi R F + (6\gamma\pi R)^2}) \quad (5)$$

gdzie: $\gamma_1 = \gamma_1 + \gamma_2$ – suma energii powierzchniowych stykających się powierzchni, γ_1 oraz γ_2 wynosi, w zależności od materiału: $\gamma_{\text{TiN}} = 2,07 \text{ N/m}$, $\gamma_{\text{diament}} = 6,1 \text{ N/m}$, $\gamma_{\text{Al}_2\text{O}_3} = 4 \text{ N/m}$ [L. 12, 13].



Rys. 3. Parametr a w zależności od H dla różnych wartości $\frac{E_c^*}{E_s^*}$ [L. 11]

Fig. 3. Parameter a against H for different modulus $\frac{E_c^*}{E_s^*}$ [L. 11]



Rys. 4. Promień styku kuli z powierzchnią płaską z uwzględnieniem sił powierzchniowych (a_1) oraz bez uwzględniania sił powierzchniowych (a_0) [L. 13]

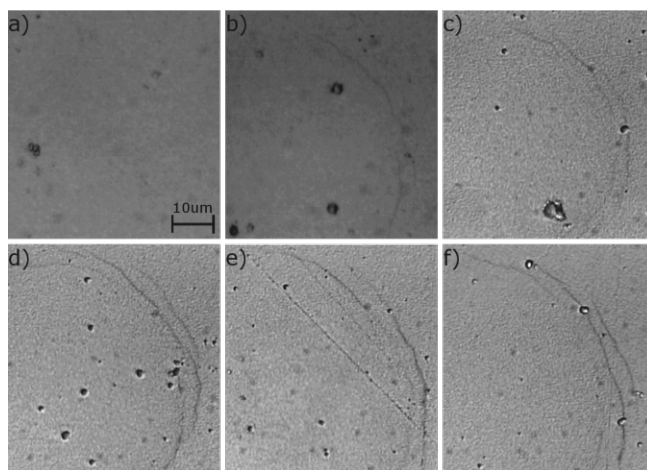
Fig. 4. Contact radius between two elastic body in the presence (a_1) and absence (a_0) of surface forces [L. 13]

BADANIA WŁAŚCIWOŚCI MIKROMECHANICZNYCH

Badaniom poddano pojedynczą powłokę TiN o grubości $1,4 \mu\text{m}$, która została osadzona na podłożu ze stali austenitycznej X10CrNi18-8 metodą PLD (Pulsed Laser Deposition). Przyjęto oznaczenie próbki TiN-austenit. Twardość badanej

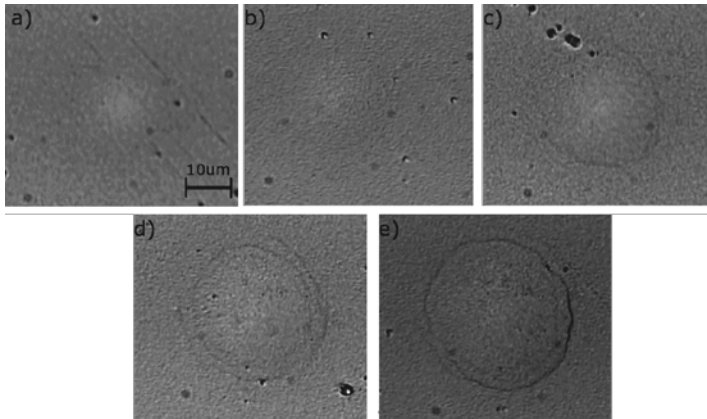
powłoki $H_1 = 28$ GPa i moduł sprężystości $E_c = 363$ GPa wyznaczono metodą nanoindentacji. Dzięki użyciu Micro-Combi-Testera (MCT) przeprowadzono eksperymenty polegające na statycznym wciskaniu sferycznego węgelnika o promieniu zaokrąglenia $R = 0,5$ mm oraz $R = 0,2$ mm w płaską powierzchnię próbki TiN-austenit. Węgelnik o promieniu $R = 0,5$ mm wykonany z Al_2O_3 wciskano przy obciążeniach 1 N, 2 N, 3 N, 4 N, 5 N i 10 N, natomiast diamentowy węgelnik o $R = 0,2$ mm przy obciążeniach 400 mN, 500 mN, 600 mN, 800 mN i 1 N.

Testy indentacyjne kulistym węgelnikiem wykonano w celu zbadania odkształcalności układu powłoka/podłoże i analizy pęknięcia powłoki (**Rys. 5, 6**) pod działaniem statycznego obciążenia. Dodatkowo wyniki uzyskane na drodze instrumentalnego wciskania węgelnika posłużyły do określenia rzeczywistego promienia styku (a_{rz}), który porównano z wartością tego promienia obliczoną na podstawie przyjętego modelu wg zależności (3) i (4), a także (5). Na **Rysunkach 7 i 8** przedstawiono ewolucję promieni a_{rz} , a_0 oraz a_1 wraz ze wzrostem ilorazu F/R w zależności od promienia zaokrąglenia węgelnika R . Dodatkowo na wykresach przedstawiono średnie naciski stykowe (p_{sr}) dla styku układu powłoka/podłoże z węgelnikiem w chwili, gdy promień styku wynosi a_{rz} .



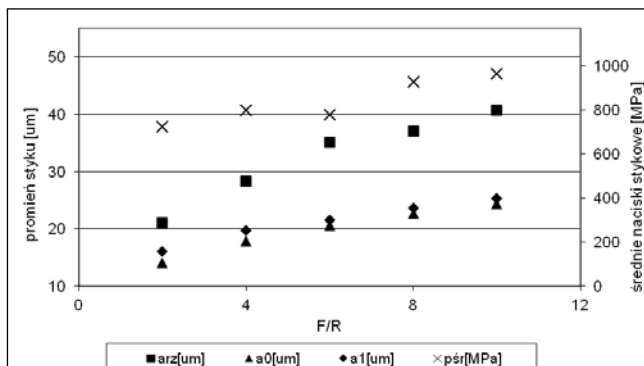
Rys. 5. Obraz powierzchni TiN-austenit po wciskaniu węgelnika o $R = 500$ μ m, przy obciążeniach: a) 1 N, b) 2 N, c) 3 N, d) 4 N, e) 5 N, f) 10 N (pow. x500)

Fig. 5. Image of TiN-austenitic steel surface after indentation with ball $R = 500$ μ m under load: a) 1 N, b) 2 N, c) 3 N, d) 4 N, e) 5 N, f) 10 N (mag. x500)



Rys. 6. Obraz powierzchni TiN-austenit po wciskaniu węgelnika o $R = 200 \mu\text{m}$, przy obciążeniach: a) 400 mN, b) 500 mN, c) 600 mN, d) 800 mN, e) 1 N (pow. $\times 500$)

Fig. 6. Image of TiN-austenitic steel surface after indentation with ball $R = 200 \mu\text{m}$ under load: a) 400 mN, b) 500 mN, c) 600 mN, d) 800 mN, e) 1 N (mag. $\times 500$)

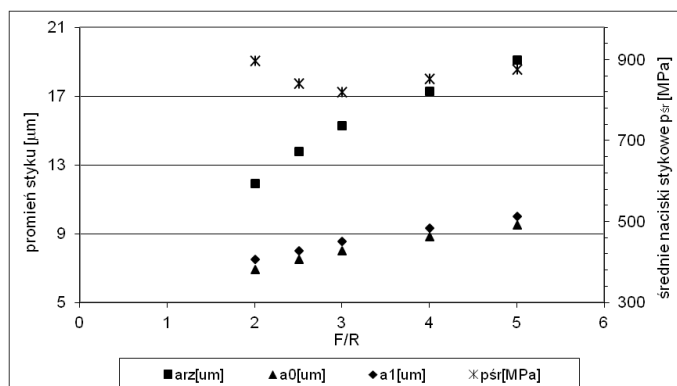


Rys. 7. Średnie naciski stykowe p_{sr} oraz promień styku wyznaczony doświadczalnie a_{rz} oraz analitycznie a_0 i a_1 przy wciskaniu węgelnika o $R = 500 \mu\text{m}$ przy rosnących wartościach parametru F/R

Fig. 7. Contact stress and contact radius a_{rz} and a_0 and a_1 with $R = 500 \mu\text{m}$ and different F/R ratio

Wciskanie węgelnika o $R = 500 \mu\text{m}$ m z siłą 1 N (iloraz $F/R = 2$) nie powoduje powstania pęknięć na powierzchni powłoki (**Rys. 5a**). Pierwsze pęknięcia powłoki były obserwowane po zwiększeniu siły wciskania do 2 N, co odpowiada ilorazowi $F/R = 4$. Natomiast wciskając węglek o $R = 200 \mu\text{m}$, pierwsze pęknięcia pojawiają się przy sile $F = 600 \text{ mN}$ (**Rys. 6c**), co odpowiada ilorazowi $F/R = 3$. Kiedy iloraz F/R jest mniejszy od 3, to dla obydwu promieni zaokrąglenia nie obserwowano pęknięć na powierzchni TiN-austenit. Obliczone analitycznie promienie styku a_0 różnią się znacząco od wartości rzeczywistych a_{rz} , lecz wykazują podobną zmianę swoich wartości ze wzrostem obciążenia

(Rys. 7, 8). Dla małych obciążeń wyznaczone doświadczalnie i analitycznie promienie styku są zbieżne, co świadczy o oddziaływaniu w zakresie odkształceń sprężystych. Na podstawie przeprowadzonych testów określono obciążenie 1 N niepowodujące deformacji plastycznych, stąd też to obciążenie zastosowano w testach zmęczeniowych z kulą o promieniu $R = 0,5$ mm.



Rys. 8. Średnie naciski stykowe p_{sr} i promień styku wyznaczony doświadczalnie a_{rz} oraz analitycznie a_0 i a_1 przy wciskaniu węgelnika o $R = 200$ μm przy rosnących wartościach parametru F/R

Fig. 8. Contact stress and contact radius a_{rz} and a_0 and a_1 with $R = 200$ μm and different F/R ratio

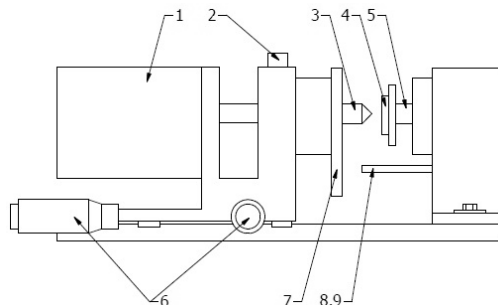
Po uwzględnieniu energii powierzchniowej obu elementów wartość promienia styku a_1 zwiększyła się o ok. 3–4% w porównaniu z promieniem styku a_0 . Opierając się zatem na założeniu, że punkt koncentracji maksymalnych naprężeń stycznych jest oddalony od powierzchni o ok. połowę promienia styku, można stwierdzić, że dla rozpatrywanego układu powłoka/podłoże znajduje się on w materiale podłoża. Głębokość ta wynosi od kilku do kilkunastokrotnej grubości powłoki, zarówno dla rzeczywistych, jak i obliczonych analitycznie promieni styku i dla obydwu węgelników oraz przyjętych wartości sił obciążających. Na tej podstawie można wnioskować, że w przypadku badanej próbki TiN-austenit główną przyczyną niszczenia powłoki są naprężenia rozciągające powstające na jej powierzchni, które są spowodowane deformacją w wyniku wciskania węgelnika, a nie propagacją mikropęknięć wewnątrz materiału.

ZMĘCZENIOWE BADANIA MIKROUDAROWE

Metoda badań

Badania zmęczeniowe powłok wykonano z użyciem testera skonstruowanego w Laboratorium Tribologii i Inżynierii Powierzchni AGH w Krakowie (Rys. 9).

Wzbudnik (1) generuje cykliczny ruch postępowo-zwrotny wglębnika o kulistym wierzchołku (3), który uderza w powierzchnię próbki (4). W czasie testu rejestrowana jest siła uderzenia w funkcji czasu, względne przemieszczenie wglębnika oraz liczba cykli (uderzeń). Do pozycjonowania wglębnika względem powierzchni próbki służą śruby mikrometryczne (6).



Rys. 9. Schemat urządzenia do badania wytrzymałości zmęczeniowej powłok: 1 – wzbudnik, 2 – zasobnik oleju, 3 – wglębnik, 4 – próbka, 5 – czujnik siły, 6 – śruba mikrometryczna, 7, 8, 9 – układ pomiaru przemieszczenia wglębnika [L. 14]

Fig. 9. Schematic illustration of the impact tester: 1 – inductor, 2 – oil tank, 3 – indenter, 4 – coated disc, 5 – force sensor, 6 – micrometer screw, 7, 8, 9 – elements of displacement sensor system [L. 14]

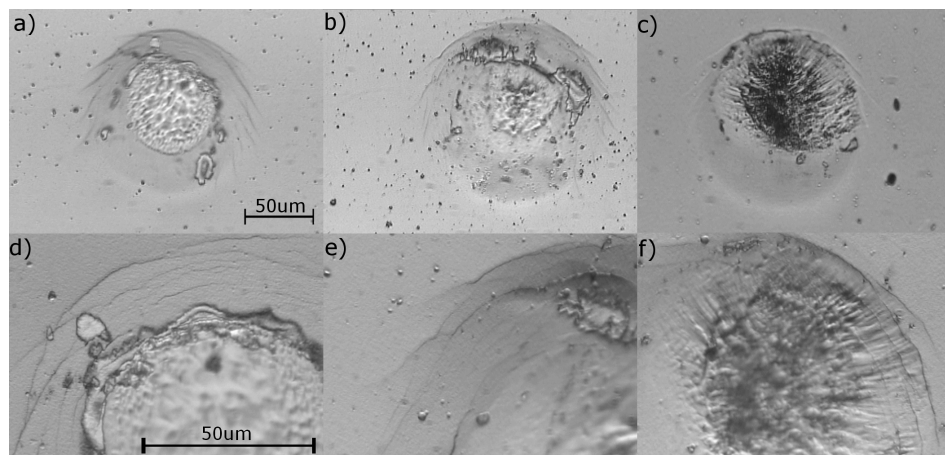
Testy mikroudarowe jak do tej pory nie są standaryzowane, w związku z tym nie ma jednolitej procedury badawczej. Nie jest również zdefiniowany moment, w którym powłoka zostaje zniszczona. Okazuje się bowiem, że pomimo silnej deformacji powierzchni powłoki jest ona w dalszym ciągu zdolna do przenoszenia obciążenia i spełniania swoich funkcji. Dlatego często testy takie ograniczają się do badania porównawczego i wyznaczenia charakterystyk wytrzymałościowych zależnych od liczby cykli i siły uderzenia. Prowadzone są wciąż prace w kierunku zdefiniowania parametru, który byłby miarą zniszczenia powłoki. Przykładowo takim parametrem jest FR (*failed area ratio*) wyznaczany z ilorazu [L. 15]: $FR = \frac{FA}{CA}$, gdzie: FA – pole powierzchni powłoki od-

spojonej od podłoża (*failed area*), CA – pole powierzchni całego krateru (*overall crater area*). Iloraz ten może być jednak niewystarczający, aby określić jakość powłoki i niezbędne będzie wprowadzenie innego nadrzędnego parametru. Prowadzone w Laboratorium Tribologii i Inżynierii Powierzchni AGH badania zmęczeniowe powłok mają na celu zbudowanie bazy wiedzy na temat mechanizmu i przyczyn niszczenia powłok w wyniku obciążeń mikroudarowych. Stosowane w tych badaniach urządzenie wyposażone jest w czujnik przemieszczenia, dzięki któremu możliwy jest ciągły pomiar głębokości krateru oraz określenie w czasie rzeczywistym ubytku powłoki, jeżeli wystąpi jej od-

warstwienie. Możliwe jest zaobserwowanie momentu „zapadnięcia się” powłoki, czyli jednego z mechanizmów jej niszczenia. System detekcji przemieszczenia węgelnika połączony z obserwacją mikroskopową próbek po testach pozwala na analizę porównawczą procesu zużycia. Taki zbiór informacji łącznie z przyjętym kryterium zniszczenia powłoki pozwoli na wyznaczenie jej wytrzymałości zmęczeniowej, czyli określenie takiej siły nacisku lub ilorazu F/R przy którym powłoka może przepracować nieskończoną ilość cykli uderzeniowych.

Wyniki badań zmęczeniowych

W badaniach zastosowano węgelnik w postaci kuli Al_2O_3 o promieniu $500\ \mu m$, która uderzała w powierzchnię próbki z siłą $F = 1\ N$ i częstotliwością $5\ Hz$. Zastosowano piłokształtny sygnał sterujący wymuszający ruch węgelnika, aby najlepiej odzwierciedlić charakter uderzeń. Badanie przeprowadzono dla trzech cykli uderzeniowych 20000, 40000 oraz 80000 uderzeń. Po każdej serii badań analizowano stan powierzchni odcisku powstałego po mikroudarówym zmęczeniu z użyciem mikroskopu optycznego (LM). Na **Rysunku 10** przedstawiono obrazy kraterów powstałych na powierzchni próbki TiN-austenit po testach mikroudarówym przy wzrastającej liczbie cykli.



Rys. 10. Obraz powierzchni TiN-austenit po: a), d) 20 000 cyklach, b), e) 40 000 cyklach, c), f) 80000 cyklach ($F = 1\ N$, pow. $\times 200$ – a), b), c), pow. $\times 500$ – d), e), f))

Fig. 10. Image of TiN-austenitic steel after: a), d) 20 000 cycles, b), e) 40 000 cycles, c), f) 80 000 cycles ($F = 1\ N$, mag. $\times 200$ – a), b), c), mag. $\times 500$ – d), e), f))

Powierzchnia krateru po 40 000 cyklach jest nieznacznie większa od krateru po 20 000. Natomiast wzrost liczby cykli do 80 000 nie powoduje powiększenia pola powierzchni odcisku, lecz zwiększenie głębokości krateru. Po 20 000 cykli na powierzchni widoczne są niewielkie pęknięcia obwodowe,

natomiast po 40 000 cykli pęknięcia pojawiają się również w centralnej części krateru, a po 80 000 cykli następuje wykruszanie powłoki i odsłonięcie podłoża.

WNIOSKI

Cykliczne mikroudarowe obciążenia układu powłoka/podłoże powodują w długich okresach znaczne zużycie powłoki, co objawia się dużo większym polem powierzchni krateru po uderzeniach w porównaniu z polem odcisku powstałym po statycznym obciążeniu tą samą siłą. W analizowanym układzie TiN-austenit, przy statycznym obciążeniu 1 N powstaje odcisk o średnicy ok. 42 μm , który jest 3-krotnie mniejszy w porównaniu ze średnicą krateru powstałego po 20 000 cykli udarowych, pomimo że zastosowane obciążenie nie wywołuje odkształcenia plastycznego. Przyczyną tak dużej różnicy średnic kraterów/odcisków są wzbudzone fale sprężyste oraz dynamiczne wypiętrzenie materiału na obwodzie krateru spowodowane uderzającą kulą. Istniejące opracowania analityczne dla układów powłoka/podłoże [L. 11, 12] odnoszą się głównie do obciążeń statycznych. Jak wynika z przedstawionych badań, ich przydatność w analizie kontaktu dynamicznie obciążonych elementów jest bardzo ograniczona. Większość elementów maszyn pracujących stykowo przenosi obciążenia dynamiczne o charakterze udarowym lub o charakterze powierzchniowych fal sprężystych, których źródłem jest przemieszczający się obszar styku ciał.

LITERATURA

1. Rakowski W.A., Istota procesu kinetycznego tarcia zewnętrznego oraz jego modelowanie i symulacja cyfrowa, Wydawnictwo AGH, Kraków 1989.
2. Hebda M., Wachal A., Trybologia, WNT, Warszawa 1980.
3. Sami El-Borgi, Keer L., Said W.B., An embedded crack in a functional graded coating bonded to a homogeneous substrate under frictional Hertzian contact, *Wear* 257, 2004, 760–776.
4. Mańkowska-Snopczyńska A., Osuch-Słomka E., Piekoszewski W. i in., Wpływ warstw hybrydowych na powierzchniową trwałość zmęczeniową stali, *Tribologia* 5/2014, 113–124.
5. Piekoszewski W., Szczerek M., Mechanizmy niszczenia warstw powierzchniowych elementów z powłokami PVD przez pitting, *Tribologia* 4/2011, 229–243.
6. Kot M., Rakowski W., Major Ł., Lackner J., Load-bearing capacity of coating-substrate systems obtained from spherical indentation, *Materials and Design* 46, 2013, 751–757.
7. Batista J.C.A., Godoy C., Matthews A., Impact testing of duplex and non-duplex(Ti,Al)N and Cr-N PVD coatings, *Surface and Coatings Technology* 163–164, 2003, 353–361.
8. Johnson K.L., *Contact Mechanics*, Cambridge University Press 1985.

9. Fischer-Cripps A.C., The Hertzian contact surface, *Journal of Materials Science* 34, 1999, 129137.
10. Engel P.A., *Impact wear of materials*, Elsevier Scientific Pub. 1976.
11. Liu S.B., Peyronnel A., Wang Q.J., Keer M., An extension of the Hertz theory for three-dimensional coated bodies, *Tribology Letters*, vol. 18, no. 3, 2005, 303–314.
12. Liu S.B., Peyronnel A., Wang Q.J., Keer M., An extension of the Hertz theory for 2D coated components, *Tribology Letters*, vol. 18, no. 4, 2005, 505–511.
13. Johnson K.L., Kendall K., Roberts A.D., Surface Energy and the Contact of Elastic Solids, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Science*, vol. 324, 1971, 301–313.
14. Rakowski W., Zimowski S., Adamczyk P., Wpływ twardości i sprężystości podłoża na mikroudarowe zużycie zmęczeniowe powłoki, *Tribologia* 5/2014, 147–158.
15. Bouzakis K.D., Siganos A., Leyendecker T., Erkens G., Thin hard coatings fracture propagation during the impact test, *Thin Solid Films* 460, 2004, 181–189.

Summary

The stress field in the coating/substrate system causes combined effects on both the coating and substrate materials due to cyclic loads. The consequence is the initiation and propagation of fatigue cracks leading to a loss of materials. A theoretical means of the analysis of the stress field in these systems is the modified Hertz theory, which is used to determine the depth of the point of maximum stress concentration and the contact radius of coating/substrate system in contact with the ball. The analytically contact radius of the coating/substrate system in contact with a ball was determined and experimentally verified. For the purposes of design and the proper operation of tools and machine parts with coatings, the points of maximum contact stress concentration were estimated. The analysis of the theoretical fatigue process of coating/substrate systems was verified in the experimental research.