

**Witold PIEKOSZEWSKI<sup>\*</sup>, Marian SZCZEREK<sup>\*,\*\*</sup>**

## **MECHANIZMY NISZCZENIA WARSTW POWIERZCHNIOWYCH ELEMENTÓW Z POWŁOKAMI PVD PRZEZ PITTING**

### **MECHANISMS OF PVD COATED ELEMENTS SURFACE LAYER DESTRUCTION CAUSED BY PITTING**

#### **Słowa kluczowe:**

powłoki, zużycie, mechanizmy zużycia, powierzchniowa trwałość zmęczenia, pitting.

#### **Key words:**

coatings, wear, wear mechanisms, rolling contact fatigue, pitting

#### **Streszczenie**

W artykule przedstawiono wyniki analiz literatury dotyczące mechanizmów zużywania elementów skojarzonych w styku skoncentrowanym. Dokonano krytycznej oceny tych mechanizmów i przedstawiono wyniki badań własnych związanych z inicjacją i propagacją zmęczenia powierzchniowego elementów z naniesionymi powłokami przeciwzużyciowymi pracującymi w smarowanym styku skoncentrowanym.

---

<sup>\*</sup> Instytut Technologii Eksploatacji – PIB, Zakład Tribologii, ul. Pułaskiego 6/10, 26-600 Radom, e-mail: witold.piekoszewski@itee.radom.pl

<sup>\*\*</sup> Politechnika Radomska, Wydział Mechaniczny, ul. Krasickiego 54, 26-600 Radom.

## WPROWADZENIE

Zastosowanie cienkich, niskotarciowych powłok PVD dedykowanych specjalnie na części maszyn pracujące w smarowanym styku, jest zagadnieniem stosunkowo nowym i jeszcze słabo rozpoznany [L. 1, 2, 3, 4, 5]. Zainteresowania tymi powłokami wywołane jest rosnącą tendencją do ograniczania stosowania środków smarowych, zwłaszcza zawierających toksyczne dodatki smarnościowe [L. 6, 7, 8, 9], a jednocześnie potrzebą zwiększenia trwałości i energooszczędności kinematycznych węzłów tarcia [L. 10]. Powłoki niskotarciowe, w odróżnieniu od innych powłok nanoszonych technologiami PVD/CVD, w warunkach tarcia suchego w skojarzeniu ze stałą, charakteryzują się współczynnikiem tarcia typowym dla styku smarowanego, czyli poniżej 0,15. Pokrycie części maszyn powłoką niskotarciową może zapewnić nie tylko ochronę przeciwzużyciową pokrytego elementu, jak ma to miejsce w przypadku klasycznych powłok, ale również powoduje znaczną redukcję zużycia współpracującego elementu stalowego.

Brak dostatecznej wiedzy dotyczącej zachowania się elementów z cienkimi powłokami przeciwzużyciowymi w styku tribologicznym jest główną przyczyną ograniczonego ich zastosowania na kinematyczne węzły elementów maszyn. Związane jest to z faktem, że informacje wynikające z analizy zjawisk tarcia zachodzących na powierzchni elementów stalowych nie dają się przenosić na elementy z naniesioną powłoką. Pokrycie chociażby jednego z elementów trących cienką powłoką oznacza zmianę składu chemicznego kontaktujących się materiałów, zmianę stanu naprężeń własnych, zmianę struktury fizycznej ich powierzchni, i tym samym zmianę oddziaływań pomiędzy nimi i środkiem smarowym. Powoduje to, że zjawiska i procesy generowane tarciem nie przebiegają w taki sam sposób, jak na powierzchniach elementów stalowych bez powłok.

## MECHANIZMY USZKODZEŃ CZĘŚCI MASZYN Z POWŁOKAMI PRZECIWZUŻYCIOWYMI

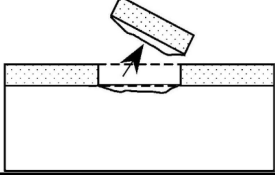
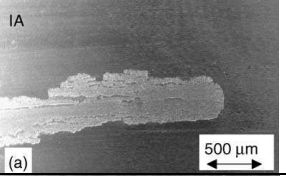
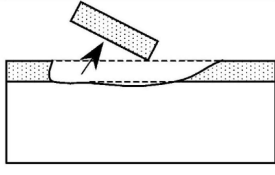
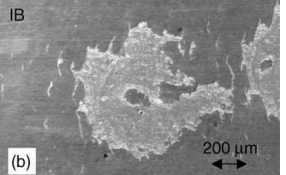
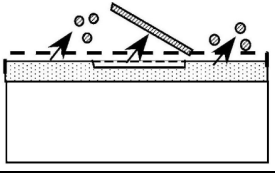
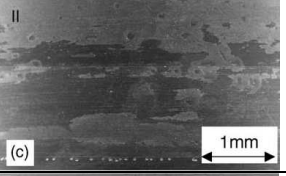
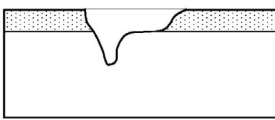
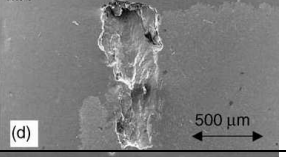
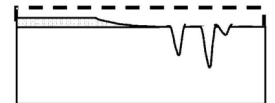

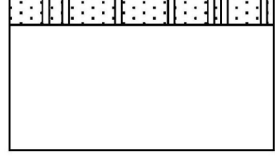
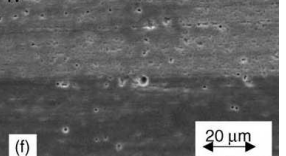
W ruchu tocznym smarowanych skojarzeń elementów z powłoką autorzy pracy [L. 11] wyróżniają 6 mechanizmów uszkodzeń: delaminacja, wyblyszczanie i delaminacja, mikrodelaminacja i wyblyszczanie, makropitting, wyblyszczanie i polerowanie, mikropitting (**Tabela 1**).

Do najpoważniejszych uszkodzeń elementów skojarzonych w smarowanym styku skoncentrowanym należy pitting, często określany jako

makropitting. Zawarte w **Tabeli 1** modele uszkodzeń w odniesieniu do pittingu (d) całkowicie, wg autorów niniejszej publikacji, odbiegają od rzeczywistości. Model opisany jako „pitting” w istocie ma charakter mikropittingu, natomiast model „mikropitting”(f) jest tylko lokalnym uszkodzeniem powłoki.

**Tabela 1. Mechanizmy uszkodzeń powłoki w ruchu tocznym [L. 11]**

Table 1. The mechanisms of coating damage in rolling motion [L. 11]

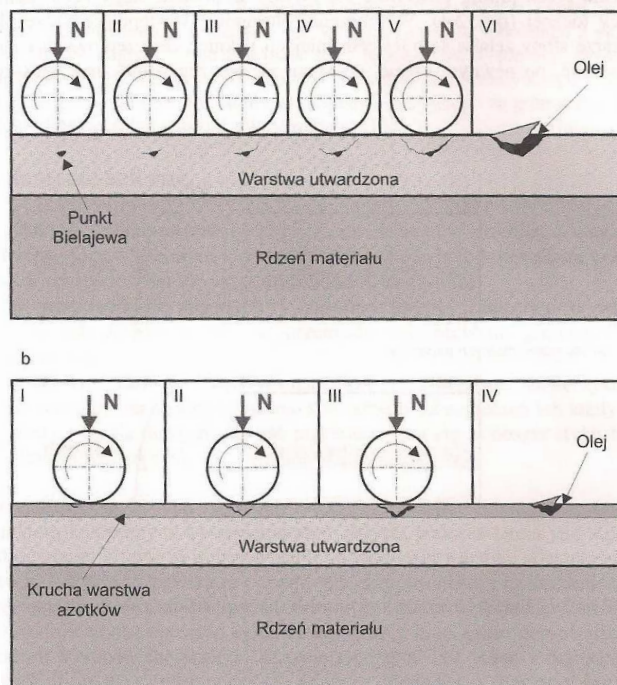
		Model uszkodzenia	Fotografia uszkodzenia
a	delaminacja		 IA (a) 500 μm
b	wybłyszczanie i delaminacja		 IB (b) 200 μm
c	mikro-delaminacja i wybłyszczanie		 II (c) 1 mm
d	pitting (makropitting)		 IIIA (d) 500 μm
e	wybłyszczanie i polerowanie		 IIIB (e) 20 μm
f	mikropitting		 IV (f) 20 μm

Problem zmęczenia powierzchniowego elementów pokrytych cienkimi powłokami PVD w literaturze sprowadzany jest najczęściej do wykruszania (deleminacji) powłoki. Podobnie traktowana jest warstwa wierzchnia materiału o radykalnie zmienionych właściwościach poprzez różnorodne technologie inżynierii powierzchni (**Rys. 1**).

Trwałość zmęczeniowa elementów pracujących w smarowanym styku skoncentrowanym jest determinowana przez szereg czynników materiałowych i geometrycznych. W zależności od dominującego mechanizmu inicjacji pęknięć zmęczeniowych kluczową rolę odgrywają czynniki zestawione w **Tabeli 2**.

Elementy z powłokami przeciwzużyciowymi podlegają 3 mechanizmom inicjacji pęknięć:

- podpowierzchniowy (ang. *subsurface*) [L. 13, 14],
- odpowierzchniowy (ang. *surface, near-surface*) [L. 13, 14],
- na styku powłoka–podłoże [L. 15].



**Rys. 1. Modele etapów zmęczeniowego procesu wykruszania warstwy wierzchniej wg [L. 12]**

Fig. 1. The models showing the stages of surface layer fatigue disruption according to [L. 12]

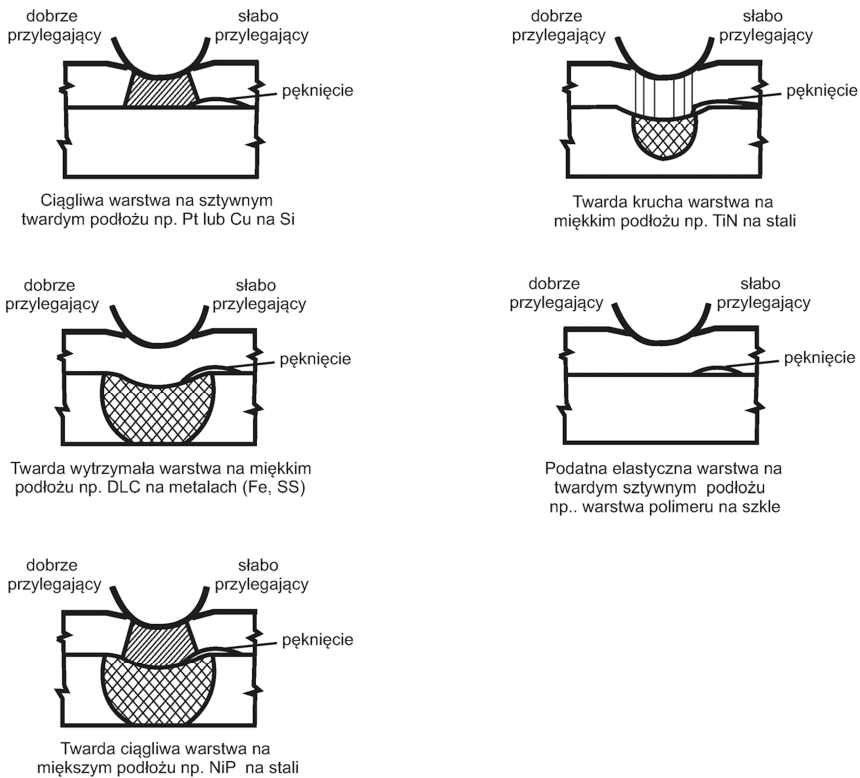
Przyczynami występowania pittingu zainicjowanego podpowierzchniowo są wtrącenia niemetaliczne i fazowe oraz zmęczenie warstw wierzchnich. W zależności od geometrii styku i obciążenia inicjacja pęknięć zmęczeniowych może rozpocząć się w różnych miejscach. Jednak najczęściej tam, gdzie występują największe naprężenia styczne.

Doniesienia literaturowe wskazują, że rozwój inżynierii materiałowej w zasadzie ograniczył problem trwałości (odporności na pitting) do sytuacji, gdy inicjacja pęknięcia występuje w miejscu największych naprężeń stycznych, czyli ok. 150  $\mu\text{m}$  pod powierzchnią [L. 16]. Autorzy pracy [L. 17] twierdzą, że z reguły powłoka o grubości 1÷2  $\mu\text{m}$  nie ma wpływu na stan naprężeń na głębokości rzędu 100  $\mu\text{m}$ . Według autorów niniejszego artykułu jest to nieuprawnione uogólnienie, gdyż głębokość, na jakiej znajduje się miejsce występowania największego wyęźnienia materiału, jest zależne od wymiarów elementów i warunków pracy styku (obciążenie, prędkość poślizgu) i przemieszcza się, w przypadku smarowania EHD, jak wykazano m.in. w pracy [L. 18, 19], w kierunku powierzchni. W skrajnym przypadku może to być na granicy styku powłoka–podłoże. Jest to więc kolejna potencjalna przyczyna inicjacji pęknięcia podpowierzchniowego nieuwzględniona przez autorów **Tabeli 2**.

**Tabela 2. Czynniki wpływające na mechanizm inicjacji pęknięć zmęczeniowych [L. 16]**  
Table 2. The factors influencing the mechanism of fatigue cracks initiation [L. 16]

Mechanizm inicjacji pęknięć zmęczeniowych	Czynniki wpływające na inicjację pęknięć zmęczeniowych
<i>Podpowierzchniowy</i>	
wtrącenia niemetaliczne i fazowe	wielkość i gęstość występowania twardych wtrąceń niemetalicznych i tlenków
podpowierzchniowe zmęczenie warstwy utwardzonej	mała twardość podłoża, cienka warstwa utwardzona w stosunku do promienia krzywizny styku i obciążenia
<i>Odpowierzchniowy</i>	
w punkcie styku	niska lepkość środka smarowego, mała grubość filmu smarowego w porównaniu z chropowatością elementów, siły styczne i/lub względny poślizg
geometryczne spiętrzenia naprężeń	złe dopasowanie geometryczne i ugięcie powierzchni, możliwe zaburzenia grubości filmu smarowego
mikropitting	utrata lepkości środka smarowego, cienka warstwa filmu EHD w porównaniu z wysokością nierówności powierzchni, utrata ciśnienia w warstwie EHD, niska prędkość poślizgu

Numeryczny algorytm wyznaczania obciążeń prowadzących do uplastycznienia podłoża i pęknięcia powłoki przedstawiono w pracy [L. 20]. Jej autor stwierdza, że dokonanie tego na drodze analitycznej nie jest możliwe ze względu na złożony stan naprężeń w takich układach. Problem komplikuje złożoność wymuszeń; w warunkach dynamicznych rozkład nacisków w strefie styku nie odpowiada rozkładowi hetrzowskiemu. Odpowiada mu inny rozkład naprężeń stycznych pod powierzchnią a punkt Bielajewa (max. naprężeń stycznych), jak wspomniano wcześniej w miarę wzrostu obciążenia stycznego, przesuwa się bliżej powierzchni [L. 18]. Z analiz wynika, że mogą one spowodować uplastycznienie podłoża i ugięcie twardej powłoki, inicjując pęknięcie materiału (Rys. 3).

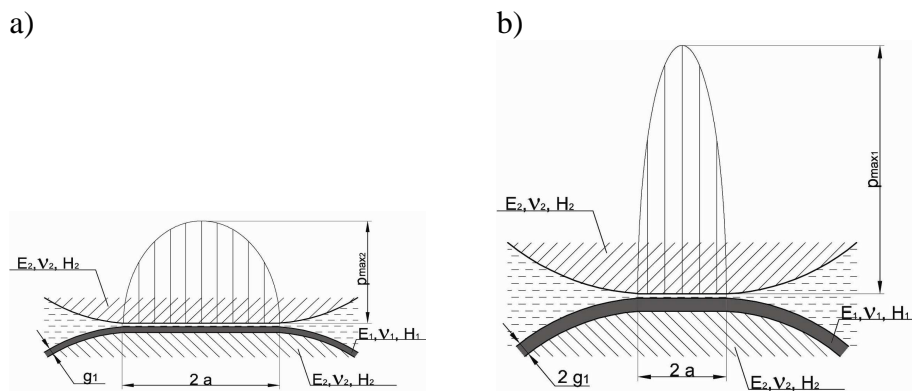


**Rys. 3. Wpływ twardości powłoki i podłoża na odkształcenie powłoki i uplastycznienie podłoża [L. 21]**

**Fig. 3. The influence of the substratum hardness on the coating deformation and substratum plastification [L. 21]**

Jak wynika z teorii sprężystości, ze wzrostem grubości twardej powłoki zmniejsza się powierzchnia styku, czemu odpowiada wzrost maksymalnej wartości nacisków hertzowskich (**Rys. 4**).

Wiąże się z tym zwiększenie wartości naprężeń w podłożu (stali), co może wg autorów powodować przyspieszenie początku jej uplastycznienia, które po przekroczeniu wartości krytycznej dla danego układu materiałowego i obciążenia może spowodować odkształcenie umożliwiające ugięcie powłoki w stopniu powodującym jej pęknięcie. Twardsza od stali powłoka, poprzez zwiększenie wartości nacisków jednostkowych na powierzchni styku, może zatem przyspieszyć działanie podpowierzchniowego mechanizmu zniszczenia przez pitting. Ponadto drugie maksimum ciśnienia, a zwłaszcza dużo szybszy spadek nacisków u wylotu szczeliny smarowej powodują gwałtowne odprężenie materiału, mogące przyspieszać utratę jego spójności.



**Rys. 4. Wpływ grubości powłoki na wartość maksymalnych nacisków w styku skoncentrowanym**

Fig. 4. The coating thickness influence on the maximal stresses in the concentrated friction contact

Pitting inicjowany podpowierzchniowo zaobserwowano w wysokiej jakości elementach wykonanych ze stali stopowych, o małej chropowatości i w warunkach bardzo dobrego smarowania [**L. 22**]. Korzystne oddziaływanie powłoki, zwłaszcza cienkiej, o grubości do  $0,2 \mu\text{m}$ , niektórzy autorzy wiążą z uniemożliwieniem propagacji pęknięć podpowierzchniowych [**L. 23**].

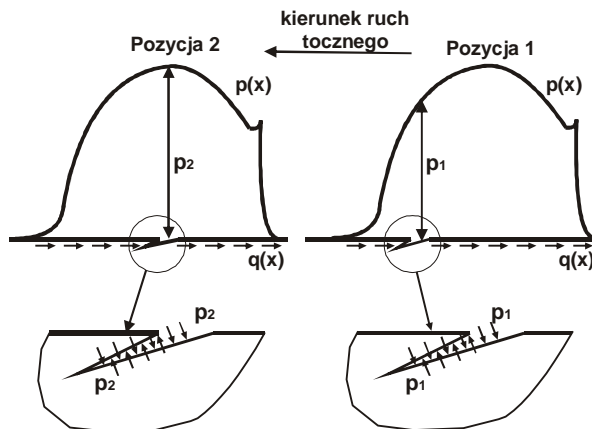
Drugim rozważanym mechanizmem jest inicjacja odpowierzchniowa. Przyczynami występowania pittingu zainicjowanego odpowierzchniowo

są m.in.: mała grubość filmu smarowego w porównaniu do chropowatości elementów, złe dopasowanie geometryczne i ugięcie warstw powierzchniowych, możliwe zaburzenia grubości filmu smarowego. Po wszechnie uważa się, że inicjacja odpowierzchniowa pęknięć zmęczeniowych zachodzi, gdy:

- występują na powierzchni defekty, np. powstałe w procesie szlifowania przypalenia, lokalne utraty twardości, wtrącenia niemetaliczne, rysy [L. 23],
- obecne są stałe cząstki w strefie tarcia,
- następuje spiętrzenie naprężeń na styku nierówności, np. duża chropowatość [L. 24].

W miejscu defektu powstaje pierwsze pęknięcie. Według niektórych badaczy [L. 25, 26] mechanizm powstania wykruszenia pittingowego polega na propagacji pęknięcia w wyniku hydraulicznego działania płynu o zmiennym ciśnieniu  $p$  (Rys. 5), a następnie mechanicznej separacji powstałej cząstki.

Rozprzestrzeniające się w głąb warstwy wierzchniej stalowego elementu pęknięcie powłoki, powodujące wykruszenie, inicjowane może być ugięciem sztywnej powłoki na skutek sprężystego lub (sprężysto-plastycznego) odkształcenia stali.



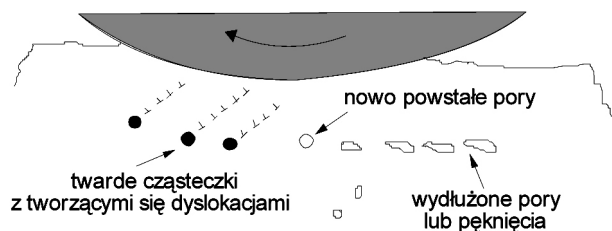
**Rys. 5. Inicjacja pęknięcia zmęczeniowego – ciśnienie hydrauliczne [L. 26]**

Fig. 5. The fatigue crack initiation – the hydraulic pressure [L. 26]

Dotychczas brak jest jednoznacznych modeli teoretycznych opisujących mechanizmy tego procesu w odniesieniu do materiałów rzeczywistych, które umożliwiłyby jego predykcję, z tego powodu, że wpływa na



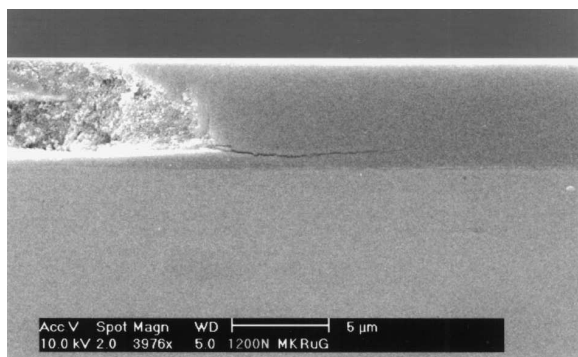
to bardzo dużo czynników, przy czym wiele czynników materiałowych (dyslokacje, wtrącenia, granice ziaren itd.) (**Rys. 6**) można opisywać jedynie przez eksperymentalne określanie prawdopodobieństwa występowania (częstości, rozmiarów, rozmieszczenia itd.).



**Rys. 6.** Wady materiałowe wpływające na inicjację procesu powierzchniowego zużycia zmęczeniowego za [L. 21]

Fig. 6. The material defects affecting the surface fatigue wear after [L. 21]

Kolejnym, opisywanym mechanizmem jest inicjacja na styku powłoka–podłoże [L. 27]. Proces ten zilustrowany jest na **Rys. 7**. W toku cyklicznych obciążeń zewnętrznych następują zmiany stanu naprężeń powodując rozwarstwienie na granicy powłoka–podłoże. Przebieg inicjacji pęknięcia na styku powłoka–podłoże został opisany w pracy [L. 15]. Tak powstałe pęknięcie w warunkach pracy styku skoncentrowanego może być początkiem dużego mikropęknięcia prowadzącego do powstania uszkodzenia pittingowego. Zwykle przyczyną tego jest kumulacja naprężeń wynikająca z braku możliwości odkształcania elementu ze sztywną, twardą powłoką.



**Rys. 7.** Inicjacja pęknięcia na styku powłoka–podłoże [L. 15]

Fig. 7. The crack initiation in the coating-substratum interface [L. 15]

Jak wynika z powyższej analizy, z uwagi na złożoność problemów oraz niedostępność strefy tarcia dla obserwacji, brak jest dotychczas rozwiązań teoretycznych, jak też opartych o eksperymenty opisów mechanizmów zmęczenia powierzchniowego elementów pokrytych powłokami PVD. Na ogół problem sprowadzany jest błędnie do wykruszania (deleminacji) powłoki.

Proces niszczenia wysokoobciążonych elementów maszyn przez pitting jest powszechnie występującą formą zużycia. Znaczne postępy ostatnich lat w zakresie technologii, szczególnie warstw wierzchnich i środków smarowych, umożliwiające optymalizację węzłów tarcia z łącznym uwzględnieniem ich wpływu, umożliwiają skuteczne ograniczanie jego skutków. Warunkiem tego jest jednoznaczny opis przyczyn oraz mechanizmów pittingu.

Ze względu na to, że nie istnieje opis teoretyczny, łączący właściwości fizykochemiczne warstwy wierzchniej z procesami towarzyszącymi tarcu i zużyciu, wyznaczanie trwałości zmęczeniowej elementów węzłów kinematycznych możliwe jest jedynie poprzez ujęcie statystyczne wyników doświadczalnych. Zatem rozwój zastosowań próżniowych technologii powłok przeciwzużyciowych w odniesieniu do elementów węzłów tarcia, szczególnie wysokoobciążonych, tworzących smarowany styk skoncentrowany, a także rozwój skutecznych, w odniesieniu do materiałów powłok, środków smarowych, realizowany musi być na drodze badań eksperymentalnych.

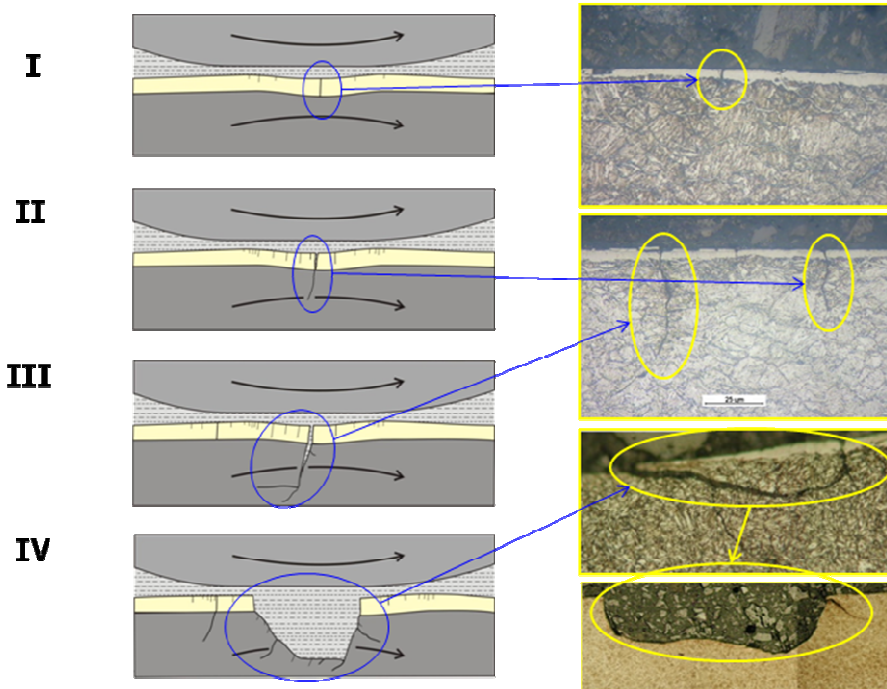
## **ETAPY ZMĘCZENIOWEGO NISZCZENIA WARSTW POWIERZCHNIOWYCH ELEMENTÓW STALOWYCH Z POWŁOKĄ PRZECIWZUŻYCIOWĄ**

Przedstawione w monografii [L. 28] wyniki badań upoważniają do stwierdzenia, że wynikający z mechaniki kontaktu wzrost maksymalnych nacisków hertzowskich powodowany wzrostem grubości powłoki powoduje zwiększenie wartości naprężeń w podłożu (stali), co może doprowadzić do wcześniejszego jej uplastycznienia, które po przekroczeniu wartości krytycznej dla danego układu materiałowego może powodować utratę spójności materiału podłoża (okolice punktu Bielajewa). Może to spowodować proces jego wykruszania, będącego znanym już podpowierzchniowym mechanizmem pittingu, charakterystycznym dla materiałów niepokrytych.

Wcześniejsze uplastycznienie materiału pod powłoką, która powoduje wzrost nacisków jednostkowych, może też powodować odkształcenie umożliwiające ugięcie powłoki w stopniu powodującym jej pęknięcie, co potwierdzają zaprezentowane wyniki badań ujawniające bardzo silną zależność spadku trwałości zmęczeniowej od spadku twardości. Zwłaszcza że w warunkach ruchu tocznego lub tocznego z poślizgiem, przy smarowaniu elastohydrodynamicznym (EHD), występują cykliczne odkształcenia smarowanych elementów w strefie styku. Szczególnie sprzyjające warunki dla pęknięcia powłoki występują na brzegu (u wyjścia) szczeliny smarowej, w miejscu występowania nagłego spadku ciśnienia (poza drugim jego maksimum, niewystępującym w przypadku statycznego styku Hertz'a), gdzie następuje gwałtowne zwężenie szczeliny smarowej, zwiększające się wraz ze stopniem uplastycznienia warstwy wierzchniej stali. Pęknięcie powłoki sięgające powierzchniowej warstwy podłoża działać może wówczas na zasadzie karbu; dalsze cykliczne obciążanie styku powoduje stopniową utratę spójności stali pod powłoką, aż do ujawnienia się w skali makro w postaci wykruszenia. Argumentem przemawiającym za tym mechanizmem destrukcji zmęczeniowej jest wykazana w badaniach zależność trwałości zmęczeniowej od aktywnych powierzchniowo dodatków smarnościowych EP oraz AW, które mogą penetrować poprzez szczeliny spękaną powłoki w głąb materiału podłoża, zmieniając jego właściwości i przyspieszając uplastycznienie (zadaniem tych dodatków jest bowiem zmniejszanie wartości naprężeń umożliwiających ścinanie połączeń mikronierówności współpracujących tarciowo elementów w celu zwiększenia odporności na zacieranie).

Na **Rys. 8** przedstawiono fotografie ilustrujące kolejne etapy tego procesu, potwierdzające propagację destrukcji elementów pokrytych powłokami PVD inicjowanej pęknięciem powłoki. Należy zaznaczyć, że efekt zaczynającego się od powłoki pęknięcia propagującego następnie w głąb podłoża może być wzmacniany wzrostem, w stosunku do wynikających z rozkładu hertzowskiego nacisków, naprężeń stycznych w pokrytym elemencie na skutek sił tarcia. Maksymalna wartość tych naprężeń, jak wykazane zostało w pracy [L. 19], przemieszcza się w warunkach dynamicznych (styku EHD) w kierunku powierzchni. Koncentracja ich na granicy powłoki i podłoża może powodować, wraz z naprężeniami własnymi występującymi na granicy podłoża i powłoki, lokalną destrukcję materiału przenoszącą pęknięcie powłoki na podłoże, a następnie

propagację szczeliny w kierunkach prostopadłym i równoległym do powierzchni, skutkującą wyrwą pittingową.



**Rys. 8 Schematyczne przedstawienie etapów zmęczeniowego niszczenia warstw powierzchniowych elementu stalowego z powłoką przeciwwyżyciową PVD oraz obrazujące je fotografie niszczenia warstw**

Fig. 8 The schematic and real life depiction of PVD antiwear coated steel elements surface layer fatigue destruction stages

W wyniku powstających pęknięć powłoki następuje penetracja do podłoża środków smarowych, co umożliwia interakcje dodatków smarowościowych ze stalą, zmieniając jej właściwości, w tym twardość, odporność na naprężenia styczne oraz siłę adhezji wiązań z powłoką. W przypadku powłok porowatych, o budowie kolumnowej (np. TiN), proces ten może zachodzić bez pęknięć, co tłumaczy radykalne pogorszenie odporności na pitting pokrytych nimi elementów w porównaniu z elementami niepokrytymi [L. 28].

Niezależnie od przyczyn pęknięć powłoki, wyniki przeprowadzonych badań zrealizowanych w Zakładzie Tribologii ITeE – PIB wskazują jednoznacznie na to, że w przypadku elementów węzłów tarcia two-

rzących smarowany styk skoncentrowany ma się do czynienia z powierzchniową destrukcją zmęczeniową będącą procesem zużycia elementów z powłokami, a nie samej powłoki. W odniesieniu do większości znanych powłok PVD można stwierdzić, że ich obecność w strefie tarcia przyspiesza ten proces.

## PODSUMOWANIE

Znajomość mechanizmu destrukcji pittingowej umożliwia stosowanie środków zaradczych, pozwalających na wykorzystanie pozytywnych cech wprowadzenia powłok do strefy styku przy wyeliminowaniu opisanych wyżej mankamentów. Należy do nich, oprócz potrzeby indywidualnego, adresowanego do danego materiału powłok, doboru środków smarowych (zarówno olejów bazowych, jak i dodatków smarnościowych), przede wszystkim zapewnienie odpowiedniej twardości podłoża.

Można to uzyskać np. przez stosowanie technologii duplex, polegających na nakładaniu powłok PVD na elementy stalowe poddane uprzednio obróbce cieplno-chemicznej. Istnieją już technologie umożliwiające zrealizowanie obu tych procesów w jednym cyklu. Innym rozwiązaniem jest wykorzystanie wielowarstwowych struktur, które sprzyjają hamowaniu propagacji pęknięć zmęczeniowych, dodatkowo (w przypadku powłok niskotarciowych), zmniejszając siłę tarcia w przypadku tarcia mieszanego, (co umożliwi np. warstewka grafitowa lub  $\text{MoS}_2$  na powierzchni powłoki), zmniejszając w ten sposób dynamikę zmian naprężeń stycznych i ograniczając przesuwanie się ich maksymalnych wartości w kierunku granicy powłoka–podłoże.

*Praca naukowa wykonana w ramach realizacji Programu Strategicznego POIG.01.01.02-14-034/09-00 pn. „Innowacyjne systemy wspomagania technicznego zrównoważonego rozwoju gospodarki”.*

## LITERATURA

1. Martins R., Amaro R., Seabra J.: Influence of low friction coatings on the scuffing load capacity and efficiency of gears. *Tribology International*, 2008, nr 41, s. 234–242.
2. Michalczewski R.: Charakterystyki tribologiczne cienkich powłok niskotarciowych typu DLC i  $\text{MoS}_2$  w warunkach tarcia suchego. *ZEM*, Z. 2 (146), 2006, s. 117–131.

3. Michalczewski R., Piekoszewski W.: Wear and friction of low friction coatings in dry conditions. *Tribologia, Finish Journal of Tribology*, Vol. 26/2007, s. 9–21.
4. Shimizu S.: Fatigue Limit Concept and Life Prediction Model for Rolling Contact Machine Elements. *Tribology Transaction*, 2002, Vol. 45, s. 39–46.
5. Stallard J., Teer D. G.: A study of tribological behaviour of CrN, GraphiticC and Dymon-iC coatings under oil lubrication. *Surface and Coatings Technology*, 2004, nr 188–189, s. 525–529.
6. Equey S., Roos S., Mueller U., Hauert R., Spencer N.D., Crockett R.: Reactions of zinc-free anti-wear additives in DLC/DLC and steel/steel contacts. *Tribology International*, 2008, nr 41, s. 1090–1096.
7. Łuksa A. red.: *Ekologia płynów eksploatacyjnych*. Wyd. MCNEMT, 1990.
8. Podgornik B., Jacobson S., Hogmark S.: Influence of EP and AW additives on the tribological behaviour of hard low friction coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, nr 165, s. 168–175.
9. Vercammen K., Van Acker K., A. Vanhulsel A., Barriga J., Arnsek A., Kalin M., Meneve J.: Tribological behaviour of DLC coatings in combination with biodegradable lubricants. *Tribology International*, 2004, nr 37, s. 983–989.
10. Neville A., Morina A., Haque T., Voong M.: Compatibility between tribological surfaces and lubricant additives. How friction and wear reduction can be controlled by surface/lube synergies. *Tribology International*, 2007, nr 40, s. 1680–1695.
11. Yonekura D., Chittenden R. J., Dearnley P.A.: Wear mechanisms of steel roller bearings protected by thin, hard and low friction coatings. *Wear*, 2005, nr 259, s. 779–788.
12. Gawroński Z.: *Technologiczna warstwa wierzchnia w kołach zębatych i mechanizmach krzywkowych*. Politechnika Łódzka, Monografie, 2005.
13. Polonsky I. A., Chang T. P., Keer L. M., Sproul W. D.: A study of rolling-contact fatigue of bearing steel coated with physical vapor deposition TiN films: Coating response to cyclic contact stress and physical mechanisms underlying coating effect on the fatigue life. *Wear*, 1998, Vol. 215, s. 191–204.
14. Stewart S., Ahmed R.: Rolling contact fatigue of surface coatings—a review. *Wear*, 2002, nr 253, s 1132–1144.
15. Carvalho N.J.M, Huis in Veld A.J., De Hosson J.Th.: Interfacial fatigue stress in PVD TiN coated tool steels under rolling contact fatigue conditions. *Surface and Coatings Technology*. 105, 1998, s. 109–116
16. Fernandez Rico J.E., Hernandez Battez A., Gracia Cuervo D.: Rolling contact fatigue in lubricated contacts. *Tribology International*, 2003, nr 36, s. 35–40.

17. Hochman R.F., Erdemir A., Dolan F.J., Thom.: Rolling contact fatigue behaviour of Cu and TiN coatings on bearing steel substrates. *J.Vac. Sci. Technol.*, 1985, 3 (6), s. 2384–2352.
18. Hofman S., Szczerek M.: Determination of stresses in elastohydrodynamically lubricated elements on the basis of measured pressure and temperature distribution. *Wear*, 1988 No. 123, s. 333–344.
19. Szczerek M.: Metodologiczne problemy systematyzacji eksperymentalnych badań tribologicznych. Wyd. ITeE, Radom, 1996.
20. Kot M.: Deformacje i pękanie układów powłoka–podłoże przy obciążeniach działających w styku skoncentrowanym. *Tribologia*, 3/2010, s.125–134.
21. Holmberg K., Matthews A.: *Coating Tribology*. Elsevier. Amsterdam, 1994.
22. Pytko S., Środa P.: Podział i ocena materiałów na koła zębate. *ZEM*, 1975, z. 1, s. 39–58
23. Erdemir A.: Rolling-contact fatigue resistance of hard coatings on bearing steels. Joint Tribology Conference of the ASME/STLE, 10–14 października 1999, s. 1–24.
24. Polonsky I. A., Chang T. P., Keer L. M., Sproul W.D.: An analysis of the effect of hard coatings on near-surface rolling contact fatigue initiation induced by surface roughness. *Wear*, 1997, nr 208, s. 204–219.
25. Pytko S.: Badania mechanizmu niszczenia powierzchni tocznych elementów maszynowych. *Zeszyty naukowe, AGH nr 191, Kraków 1967*.
26. Ren Z., Glodez S., Fajdiga G., Ulbin M.: Surface initiated crack growth simulation in moving lubricated contact. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 38, 2002, s. 141–149.
27. Aslantas K., Tasgetiren S.: Debonding between coatings and substrate due to rolling-sliding contact. *Materials and Design*. 23, 2002, s. 571–576.
28. Piekoszewski W.: Wpływ powłok na zmęczenie powierzchniowe smarowanych stalowych węzłów tarcia. *WN ITeE-PIB, Radom 2011*.

**Recenzent:**  
**Stanisław PYTKO**

## Summary

**In the paper, the analyses results concerning the state of the art in the area of wear mechanisms of coated elements working under concentrated friction contact conditions are presented. The critical assessment of the aforementioned mechanisms was performed. The results of research team's investigations are also shown, taking into consideration the initiation and propagation of rolling contact fatigue of the elements with antiwear coatings, working under conditions of lubricated concentrated contact.**

