

dr inż. Wojciech Żurowski

Politechnika Radomska
Instytut Budowy Maszyn
ul. Malczewskiego 29, 26-600 Radom
wojciech.zurowski@pr.radom.pl

Czynniki strukturalne umożliwiające uzyskanie zwiększonej odporności na zużywanie stalowych par trących

Słowa kluczowe: analiza spektralna Mössbauera, struktury tlenkowe, tarcie suche, zużycie tribologiczne

Streszczenie: Przeprowadzono badania odporności na zużycie w warunkach tarcia suchego i zużywania utleniającego. Stwierdzono, że zwiększona odporność na zużycie występuje, gdy temperatura strefy tarcia osiąga wartość równą temperaturze charakterystycznej dla danego układu a opory tarcia są stabilizowane. Towarzyszy temu przenoszenie materiału pomiędzy współpracującymi powierzchniami i obecność w strefie tarcia tlenków żelaza: FeO i Fe₃O₄, przy zmniejszeniu (do zaniku) ilości Fe₂O₃.

W artykule przedstawiono badania odporności na zużycie dla dwóch par trących. Próbkę wykonano ze stali C45 w dwóch stanach technologicznych. Przeciwpróbki wykonano ze stali 145Cr6. W celu identyfikacji składu i struktury powstałych podczas tarcia związków żelaza, a szczególnie tlenkowych struktur wtórnych występujących na powierzchni trących się ślizgaczy, wykorzystano analizę spektralną Mössbauera.

Badania zużyciowe wymagały skonstruowania oryginalnego urządzenia badawczego, pozwalającego na pomiar zużycia w warunkach utworzenia i regulowania granicy izotermicznej, w ściśle określonej odległości od styku trących się ciał poprzez odbieranie (w wyniku chłodzenia) ciepła

1. Wprowadzenie

Prezentowane badania odporności na zużywanie opierają się na analizie przemian termodynamicznych zachodzących w systemie termodynamicznym otwartym. Rozważając proces tarcia, zużywania oraz problem odporności na zużywanie na makroskopowym poziomie organizacji materii, przyjmujemy za podstawę równanie bilansu energii. Podejście fenomenologiczne prowadzi do opisu analitycznego odporności na zużywanie, gdzie nie uwzględnia się budowy i właściwości mikroskopowych materii. W doświadczeniach prowadzonych zgodnie z podejściem fenomenologicznym parametrami zadawanymi są: obciążenie, współczynnik tarcia i temperatura w strefie tarcia.

Wiele badań tribologicznych [14,15,17,18], w tym również najnowsze [16] wskazują, że na przebieg tarcia i zużycia elementów duży wpływ wywierają czynniki związane z otoczeniem (wilgotności, rodzaj medium otaczającego, próżni oraz temperatury). Przy pewnej krytycznej wartości tych wielkości osiągnięta zostaje energia aktywacji, powodująca przemiany fazowe i strukturalne w warstwach przypowierzchniowych. Takie podejście nie bierze pod uwagę możliwości stabilizacji np. temperatury w strefie tarcia oraz samego współczynnika tarcia, który może być dość precyzyjnie kontrolowany i stabilizowany.

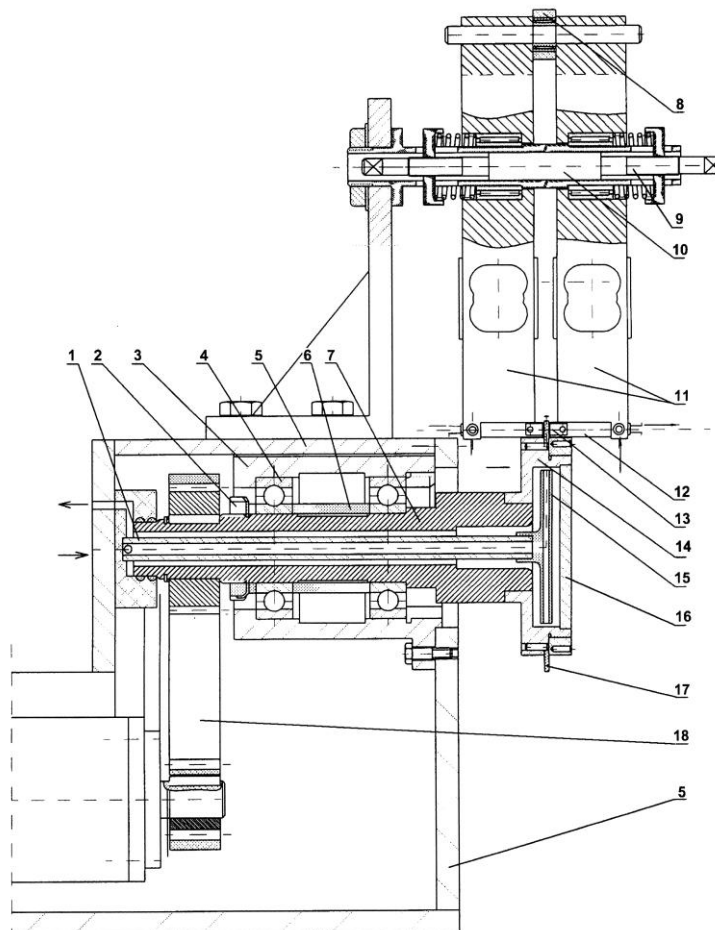
Przyjęcie stabilizacji temperatury strefy tarcia i współczynnika tarcia pozwala na określenie dla danego układu ciernego największej odporności definiowanej jako praca właściwa zużycia dla układu. W tym przypadku praca właściwa zużycia jest ilorazem pracy tarcia i zużycia masowego układu (czyli obu elementów). Pozostałe parametry procesu tarcia tj. nacisk, prędkość poślizgu i droga tarcia mogą być ustalane dowolnie. Możliwe jest, dzięki temu, ustalenie optymalnych parametrów tarcia. Takich, że odporność układu osiąga maksimum, lub zbliża się do niego.

Temperatura otoczenia węzła tarcia wpływa na właściwości fizyczne i wytrzymałościowe materiałów trących oraz na tworzenie tlenkowych struktur wtórnych. Badania w warunkach zużywania utleniającego były prowadzone przez wielu badaczy. Opracowano teorie zużywania utleniającego [7,21,22,27]. Oceniono wpływ temperatury w strefie tarcia na tworzenie się struktur tlenkowych [1,2,23,26]. We wszystkich wymienionych przypadkach temperatura w strefie tarcia nie była stabilizowana. W artykule przedstawiono wyniki badań pozwalające na poznanie zjawisk i procesów zachodzących w wymienionych węzłach tarcia w warunkach tarcia suchego i zużywania utleniającego ze stabilizacją temperaturach strefy tarcia. Jedynie na ich podstawie można poznać mechanizmy zużywania i właściwie dobrać współpracujące materiały.

2. Badania odporności na zużycie

Badania tribologiczne w niskich temperaturach wymagają zastosowania specjalnej aparatury. Od lat 90-tych ubiegłego wieku taka aparatura została skonstruowana i wykorzystywana na Politechnice Radomskiej w Instytucie Budowy Maszyn [29,30,31]. Powstały też nowe konstrukcje przeznaczone do badań tego typu. Jest to tester TT-3 wykorzystany w niniejszych badaniach.

Za obiekt badań przyjęto układ trących się ciał metalicznych. Realizację fizyczną obiektu badań, stanowi układ pierścien – ślizgacz (rys. 1).



Rys. 1. Schemat konstrukcyjny testera TT-3: 1 – doprowadzenie cieczy chłodzącej, 2 – nakrętka zamykająca, 3 – tuleja nośna, 4 – łożysko, 5 – korpus, 6 – tuleja dystansowa, 7 – wałek, 8 – opora przetwornika pomiaru momentu tarcia, 9 – śruba rzymska, 10 – tuleja ślizgowa, 11 – przetwornik tensometryczny obciążenia, 12 – uchwyt próbki, 13 – próbka, 14 – tarcza chłodząca, 15 – wewnętrzna tarcza chłodząca, 16 – pokrywa tarczy chłodzącej, 17 – przeciwpróbka, 18 – pasek zębaty napędu

Pierścień stanowi obracający się element pary trącej. Zastosowano jednak dwa nieruchome ślizgacze w postaci próbek o płaskiej powierzchni styku z pierścieniem. Materiał próbki można dobierać osobno dla każdego skojarzenia, aby możliwa była ocena wpływu własności fizycznych, składu chemicznego, twardości i struktury materiału na zjawisko zwiększania odporności na zużywanie. Możliwe jest zastosowanie zarówno próbek metalicznych, jak i wykonanych z innych materiałów.

Układ dwóch próbek dociskanych symetrycznie do tarczy zapewnia równomierne obciążenie. System ten umożliwia łatwy pomiar siły tarcia oraz, w razie konieczności, pomiar sumarycznego liniowego zużycia próbek. Podstawową i najważniejszą cechą testera jest zapewnienie stabilizacji temperatury w strefie tarcia.

Z wykorzystaniem testera TT-3 przeprowadzona została seria badań eksperymentalnych, których fragment przedstawiono w niniejszym artykule. Celem pracy było stwierdzenie czy i jakie przemiany strukturalne występujące we współpracujących elementach warunkują uzyskanie zwiększonej odporności na zużycie.

Przeprowadzono badania odporności na zużycie w warunkach zużywania utleniającego i tarcia suchego w celu stwierdzenia w jakiej temperaturze (tzw. temperaturze charakterystycznej) dane skojarzenie materiałowe wykazuje zwiększoną odporność na zużywanie tribologiczne. W artykule przedstawiono badania dla układu: stal C45 w dwóch stanach technologicznych we współpracy ze stalą 145Cr6 zahartowaną (63HRC). Charakterystyki materiałów podano w tabelach 1 i 2.

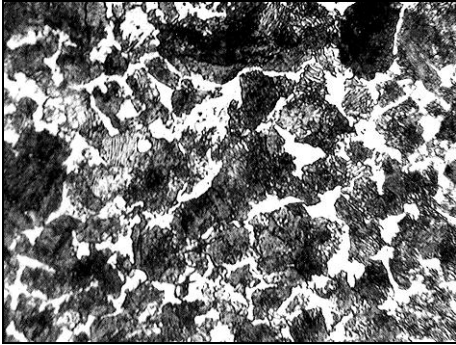
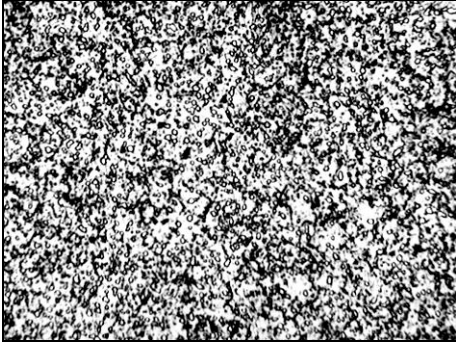
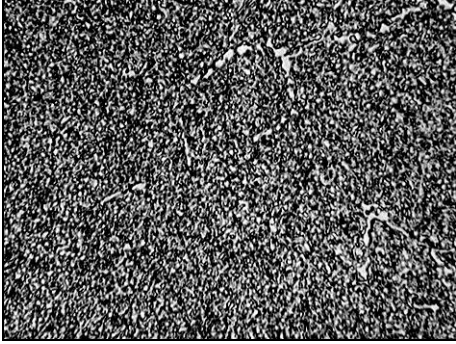
Tabela 1. Charakterystyka materiałów ślizgaczy (poz. 1 i 2) i pierścienia (poz. 3)

Lp.	Materiał	Stan technologiczny	Twardość	Skład chemiczny, %
1.	Stal C45	normalizowana	18 HRC	C – 0,5 Mn – 0,67
2.		hartowana i odpuszczona w temp. 873 K	19HRC	Si – 0,21 Ni – 0,08 Cr – 0,15
3.	Stal 145Cr6	hartowana	63 HRC	C – 1,4 Mn – 0,59 Si – 0,28 Ni – 0,08 Cr – 1,6 V – 0,17

Stal C45 jest stalą konstrukcyjną, węglową, stosowana najczęściej w postaci ulepszonej cieplnie, na średnio obciążone elementy maszyn (osie, wały, koła zębate, tarcze). Przeprowadzono badania struktury zarówno stali C45 w postaci normalizowanej, jak i po ulepszeniu cieplnym.

Stal 145Cr6 jest stalą narzędziową stal narzędziowa do pracy na zimno; do hartowania w oleju, stabilną wymiarowo po hartowaniu, odporną na ścieranie.

Tabela 2. Opis struktur stali C45 i 145Cr6

Material	Widok struktury	Opis struktury
stal C45 po normalizowaniu		struktura perlityczno-ferrytyczna: feryt wokół równoosiowych ziaren perlitu o dużej dyspersji; ziarna perlitu są średniej wielkości
stal C45 po odpuszczaniu 873 K/1h		drobny sferoidyt: kulki cementytu równomiernie rozmieszczone w osnowie ferrytu
stal 145Cr6 po hartowaniu 63 HRC		struktura martenzytu drobnoiglastego (skrytoiglastego) z niewielką ilością bardzo drobnych węglików (Fe,Cr) ₃ C

Badania odporności na zużycie skojarzeń C45/145Cr6 wykazały znaczącą (i oczekiwaną) zależność odporności na zużycie od temperatury strefy tarcia. W przypadku skojarzenia C45(norm)/145Cr6 uzyskano zwiększoną odporność w temperaturze około 268 K. Jest to wartość zgodna z publikowaną wcześniej [30]. Dla skojarzenia stali C45(873)/145Cr6 temperatura zwiększonej odporności była inna, a osiągnięta maksymalna wartość pracy właściwej zużycia była równa 70 MJ/g. Wartości temperatur charakterystycznych i odpowiadające im odporności na zużycie przedstawiono w tabeli 3.

Tabela 3. Wartości maksymalnej pracy właściwej zużycia dla badanych skojarzeń

Skojarzenie	Temperatura charakterystyczna, K	Praca właściwa zużycia, MJ/g
C45(norm)/145Cr6	268	36
C45(873)/145Cr6	278	70

Pomiary zużycia dokonane dla skojarzeń stali C45 po ulepszeniu cieplnym wykazały istotną zależność uzyskiwanej w danej temperaturze strefy tarcia odporności od struktury materiału. Korzystniejsze okazało się skojarzenie stali C45 ulepszonej cieplnie z odpuszczaniem w temperaturze 873 K i strukturą charakteryzującą się drobnym sferoidytem w osnowie ferrytu. Uzyskano odporność ok. 160 % większą niż dla stali C45 normalizowanej.

W większości badanych przypadków stwierdzono występowanie mierzalnego nanoszenia cząstek na współpracujące elementy. Oczywiście nanoszenie mogło wystąpić (i zapewne występowało) również tam, gdzie nie rejestrowano przyrostu masy. W tych sytuacjach dochodziło do migracji cząstek materiału między współpracującymi powierzchniami, jest to zgodne z modelem przenoszenia opisanym w pracy [31]. Korzystając z analizy spektralnej Mössbauera wykryto obecność w produktach zużycia cząstek w wymiarach nanometrycznych oraz cząstek materiału rodzimego (ferryt i martenzyt), co potwierdza taką możliwość. Z kolei występowanie austenitu wskazuje na obecność cząstek pochodzących z przeciwpróbki.

Obecność nanocząstek, wynikająca z zachodzącego w układzie ścierania, może prowadzić do umocnienia materiału [19] i zmiany stopnia niejednorodności własności mechanicznych. W związku z tym można oczekiwać, że rozdrobnienie struktury będzie w mniejszym lub większym stopniu zmieniać zarówno wagę jak i sposób działania poszczególnych składowych mechanizmów umocnienia, tj. roztworowego, odkształceniowego i dyslokacyjnego. Zmniejszenie rozmiaru ziarna z zakresu mikro- do nanometrycznego powoduje przede wszystkim poprawę właściwości wytrzymałościowych

Wyjaśnienia wymaga mechanizm przemian fazowych materiału podczas tarcia. Na podstawie wyników analizy spektralnej Mössbauera można wskazać na dyfuzyjne przesycaenie ferrytu węglem w wyniku oddziaływań sprężysto-plastycznych na styku nierówności powierzchni współpracujących elementów. Pewną rolę odgrywają również zjawiska cieplne zachodzące w styku tarciovym, lecz nie mają one, z uwagi na intensywne odbierania ciepła ze styku frykcyjnego, decydującego znaczenia. Opisane przez Kosteckiego zasady samoorganizacji systemów tribologicznych [10] mają dla wyjaśnienia omawianego zagadnienia ważne znaczenie. Kostecki przytacza przykład tworzenia się wtórnych struktur wskutek nanoszenia metali podczas tarcia jako przykład praktycznego wykorzystania zjawiska samoorganizacji.

W przypadku stwierdzonych dużych wartości pracy właściwej zużycia interesujące jest wyjaśnienie, jak zachowuje się materiał trących się ciał w strefie ich kontaktu i jakie właściwości w tej sytuacji posiada ich warstwa wierzchnia.

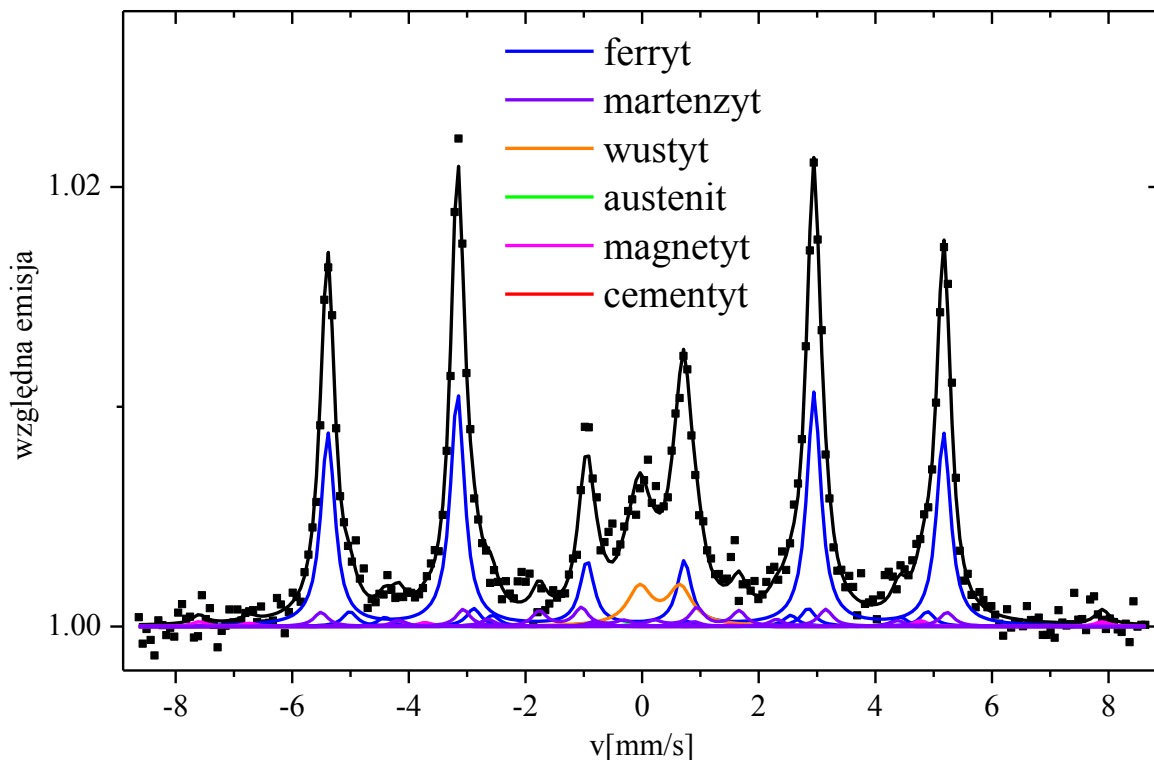
Badaniu poddano powierzchnie ślizgaczy wykonanych ze stali C45 normalizowanej oraz hartowanej i odpuszczanej w temperaturze 873 K po tarcu w warunkach zwiększonej odporności w skojarzeniu w kojarzeniu z pierścieniem ze stali 145Cr6. Dla każdego skojarzenia przeprowadzono badania powierzchni tarcia przed i po próbach zużyciowych. Badania przeprowadzono w laboratorium Katedry Fizyki Wydziału Mechanicznego Politechniki Radomskiej.

Badania mössbauerowskie przeprowadzono stosując spektroskopię z wykorzystaniem izotopu ^{57}Fe , jako źródło promieniowania, i ^{57}Co w matrycy rodowej, o aktywności około 40 mCu.

Do badań powierzchni stali zastosowano spektrometrię mössbauerowską elektronów konwersji (Conversion Effect Mössbauer Spectroscopy – CEMS). W celu identyfikacji faz znajdujących się w próbkach oraz oszacowania ich wkładu procentowego, widma mössbauerowskie poddane zostały analizie numerycznej za pomocą specjalistycznego programu NORMOS, skonstruowanego w oparciu o procedurę minimalizacji, metodą najmniejszych kwadratów z dodatkowymi więzami [3,6,12,13]. W ten sposób wstępnie określone zostały fazy występujące w całej serii próbek (niekoniecznie w każdej z nich). Były

to: ferryt (α -Fe), martenzyt, węgiel żelaza Fe_3C , tlenek żelaza Fe_{1-x}O (wustyt), magnetyt Fe_3O_4 , hematyt Fe_2O_3 , austenit (γ -Fe). W drugim etapie dla tych właśnie faz użyto ustalonych parametrów nadsubtelnych, wziętych z literatury [11,25], jednakowych (lub należących do określonego przedziału) dla całej serii pomiarów.

Przykładowe widmo mössbauerowskie, zebrane metodą CEMS dla powierzchni stali przedstawione jest na rysunku 2.



Rys. 2. Widmo powierzchni stali C45 po tarcii w warunkach zwiększonej odporności na zużywanie ($p=0,588$ MPa, $v=0,4$ m/s, $\mu=0,4$, $T=268$ K, $t=5400$ s).

Na rysunku 2 linia czarna oznacza krzywą teoretyczną, najlepiej dopasowaną do punktów eksperymentalnych. Pozostałymi liniami zostały zaznaczone składowe reprezentujące ferryt, martenzyt, węgiel żelaza, austenit, tlenek żelaza i magnetyt.

Kształt widm jest charakterystyczny dla materiałów o budowie krystalicznej: zawierają one ostre linie, o szerokości nieco przekraczającej podwojoną szerokość naturalną. Liczba składowych (tzn. pojedynczych linii, dubletów lub sekstetów) oraz ich parametry nadsubtelne zależą od liczby i rodzaju faz zawartych w próbce. Tak np. widmo czystego żelaza o strukturze bcc (*body centered cubic*) ma kształt pojedynczego sekstetu o magnetycznym polu nadsubtelnym (w temperaturze pokojowej) równym 33,0 T (tesli), przesunięciu izomerycznym równym zero i rozszczepieniu kwadrupolowym równym zero. W przypadku stopów, w materiale występuje zazwyczaj pewien stopień nieuporządkowania chemicznego, związanego z różnym otoczeniem chemicznym atomów żelaza ^{57}Fe oraz ewentualnie nieporządek topologiczny – jeżeli mamy do czynienia ze stopem międzywęzłowym. Powoduje to wystąpienie w widmie dodatkowych składowych (sekstetów) reprezentujących atomy żelaza, które w najbliższych strefach koordynacyjnych mają jeden lub więcej atomów dodatków stopowych, przy czym parametry nadsubtelne tych składowych zależą m. in. od rodzaju dodatków, zaś liczba składowych i ich natężenia są związane przede wszystkim z koncentracją dodatków stopowych. Wyznaczone wartości udziału poszczególnych składników strukturalnych zamieszczono w tabeli 4.

Tabela 4. Występowanie i udziały składników fazowych na powierzchni badanych próbek

Próbka (ślizgacz / pierścień)	Udział składnika strukturalnego [%]					
	bccFe + bctFe ferryt + martenzyt	fcc austenit	Fe ₃ C	Fe ₃ O ₄	Fe _x O	inne
C45(norm) po tarcu / 145Cr6	76,6 + 7,1 = 83,7	0,1	0,1	2,9	7,8	5,4 (m.in. nanocząstki)
C45(norm) przed tarcem	90,0 (±1%)	0,0	5,5 (±15%)	0,6	0,7 (±15%)	3,2
C45(873) po tarcu / 145Cr6	89,5 + 1,2 = 90,7	0,2	3,8	0,7	1,5	3,1 (m.in. nanocząstki)
C45(873) przed tarcem	90,9 + 0,8 = 91,7	0,0	3,6	0,0	0,9	3,8

Uwaga: bcc – body centered cubic, bct – body centered tetragonal, fcc – face centered cubic

3. Podsumowanie

Przedstawione wyniki analizy mössbauerowskiej pozwalają na pewne uogólnienie procesu zużywania. Wskazują bowiem na fakt, że podczas tarcia w warunkach zwiększonej odporności na zużywanie, na powierzchni próbki osadza się martenzyt, a udział magnetytu jest około 2 do 3 razy większy niż wustytu. Zmiany udziału cementytu przed i po tarcu są nieregularne. Martenzyt osadzający się na powierzchni ślizgacza może pochodzić (w wyniku migracji) z powierzchni przeciwpróbki, może jednak być znanym z literatury martenzytem tarciovym [4]. W przypadku stali mogą następować procesy hartowania tarciovego i/lub odpuszczania wierzchołków nierówności, powodujące tworzenie tak zwanych tarciovych struktur wtórnych. Nie ma obecnie możliwości jednoznacznego stwierdzenia, jaka część martenzytu powstała w wyniku tarcia. Ogólnie jednak mechanizm zużycia odpowiada klasycznemu sposobowi zwiększania odporności na zużywanie: powstają twarde cząstki osadzone w miękkiej osnowie, a tlenki tworzą warstwę pośredniczącą, zmniejszającą tarcie.

Osadzanie się magnetytu na powierzchni ślizgacza może być związane z właściwościami magnetycznymi układu. Ponieważ rozpatrywana para trąca złożona jest z elementów magnetycznych, cząstki Fe₃O₄ w ułatwiony sposób mogą przylegać do powierzchni trących. Interesujący jest brak znaczących ilości (dających się zidentyfikować na podstawie pomiarów) Fe₂O₃. Zgodnie ze znanym z literatury przedmiotu mechanizmem zużywania utleniającego na powierzchni próbki powinny występować wszystkie trzy rodzaje tlenków żelaza. Jednak w warunkach tarcia, w temperaturze zapewniającej zwiększoną odporność na zużywanie, hematyt występuje w ilościach śladowych. Zbliżone mechanizmy powstawania tlenków w zależności od warunków tarcia opisano w pracach [5,8,9,20,24,28]. Występowanie dość znacznej ilości cząstek materiału rodzimego (pochodzącego ze składników fazowych stali) może wynikać z oddziaływania tlenkowych cząstek zużycia na materiał zarówno ślizgacza, jak i przeciwpróbki. Ferryt jest fazą dość miękką (twardość ok. 90 HB). Z kolei tlenki żelaza są stosunkowo twarde i dlatego mogą oddziaływać ściernie na ferryt. Obecność austenitu wskazuje na przenoszenie cząstek materiału przeciwpróbki na ślizgacz, gdyż w strukturze materiału próbki austenit nie występuje.

Cząstki opuszczające system, powodujące ubytek masy systemu, traktowane są jako zużycie. Cząstki pozostające w systemie nie powodują ubytku masy, migrują między współpracującymi powierzchniami, osadzają się na ich powierzchniach lub pozostają w styku tarciovym.

Powyższe rozważania pozwalają na stwierdzenie, że czynnikami przyczyniającymi się do uzyskania zwiększonej odporności na zużycie w opisanych badaniach są:

- obecność w strefie tarcia tlenków żelaza: zwiększenie ilości FeO i Fe₃O₄, zmniejszenie (do zaniku) ilości Fe₂O₃,
- migracja (przenoszenie między współpracującymi powierzchniami) cząstek zużycia powstałych z ferrytu, martenzytu i tlenków,
- wzbogacenie powierzchni próbki w martenzyt pochodzący z twardej przeciwpróbki oraz martenzyt powstały w wyniku oddziaływań dyfuzyjnych.

Bibliografia

1. Allen C B, Quinn T F J, Sullivan J L: The oxidational wear of high-chromium ferritic steel on austenitic stainless steel. ASME Trans. J. Tribol. 1986; 108: 172-179.
2. Archard J F. The temperature of rubbing surfaces. Wear 1958/59; 2: 438-455.
3. Brand R A, Le Caër G. Improving the validity of Mössbauer hyperfine parameter distributions: the maximum entropy formalism and its applications. Nucl. Instr. Methods B 1988; 34: 272.
4. Dobrzański L A. Materiały inżynierskie. Warszawa: Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, 2006.
5. Garbar I I. Gradation of oxidational wear of metals. Tribology International 2002; 35: 749-755.
6. Hesse J, Rübartch A. Model independent evaluation of overlapped Mössbauer spectra. J. Phys. E.: Sci. Instrum. 1974; 7: 526.
7. Hong H, Hochman R F , Quinn T F J. A new approach to the oxidational theory of mild wear. STLE Trans. 1988; 31: 71-75.
8. Hu Z S, Dong J X, Chen G X. Study on antiwear and reducing friction additive of nanometer ferric oxide. Tribology International 1998; Vol. 31, No. 7: 355-360.
9. Jiaren Jiang, Stott F H, and Stack M M. The role of triboparticulates in dry sliding wear. Tribology International 1998; Vol. 31, No. 5: 245-256.
10. Kostecki B I. Basic conditions of tribological system self-organization. Tribologia 1988; 4: 4-14.
11. Kurosawa K, Li H L, Ujihira Y, Nomura K, Mochizuki E, Hayashi H. Characterization by CEMS, XRD, and XPS of oxidized layers formed on the surface of carbonitrided low-carbon steel. Materials Characterization 1995; 34: 241-249.
12. La Caer D, Delacroix P. Characterization of nanostructured materials by Mössbauer spectrometry. Nanostruct. Mat. 1996; 7: 127-135.

13. Le Caër G, Dubois J M. Evaluation of hyperfine parameter distributions from overlapped Mossbauer spectra of amorphous alloys. *J. Phys. E.: Sci. Instrum.* 1979;12: 1083.
14. Maldonado D. The influence of dynamic properties of tribotesters on coefficient of friction. *Zagadnienia Eksploatacji Maszyn* 2008;3(155): 7-18.
15. Maldonado D. The influence of test parameters on the coefficient of friction. *Tribologia* 2008; 6: 83-92.
16. Mańkowska A, Michalczewski R, Szczerek M, Wulczyński J. Niskotemperaturowe charakterystyki tribologiczne stalowych skojarzeń ciernych. *Tribologia* 2010: 1: 77-92.
17. Mańkowska A, Piekoszewski W, Szczerek M. Badania tarcia i zużycia powłok przeciwzużyciowych w próżni. *Tribologia* 2009;3: 125-138.
18. Michalczewski R, Piekoszewski W, Szczerek M, Tuszyński W, Wiśniewski M. Effect of friction pair configuration and surroundings conditions on friction and wear. *Zagadnienia Eksploatacji Maszyn* 1998; 2(114): 301-308.
19. Muszka K. Wpływ rozdrobnienia struktury na mechanizmy umocnienia stali niskowęglowych umacnianych plastycznie. Rozprawa doktorska. Kraków: AGH, 2008.
20. Quinn T F J. Oxidational wear modeling. Part III. The effects of speed and elevated temperatures. *Wear* 1998; 216: 262-275.
21. Quinn T F J. Oxidational wear. *Wear* 1971; 18: 413-419.
22. Quinn T F J. Review of oxidational wear. Part I: The origins of oxidational wear. *Tribol. Int.* 1983; 16: 257-271.
23. So H, Yu D S, Chuang C Y. Formation and wear mechanism of tribooxides and the regime of oxidational wear of steel. *Wear* 2002; 253: 1004-1015.
24. So H. The mechanism of oxidational wear. *Wear* 1995; 184: 161-167.
25. Spikes H: Tribology research in the twenty-first century. *Tribology International* 2001; 34: 789-799.
26. Straffelini G, Trabucco D, Molinari A. Oxidative wear of heat-treated steels. *Wear* 2001; 250: 485-491.
27. Sullivan J., Quinn T F J, Rowson D M. Developments in the oxidational theory of mild wear. *Tribol. Int.* 1980; 12: 153-158.
28. Umeda A, Sugimura J, Yamamoto Y. Characterization of wear particles and their relations with sliding conditions. *Wear* 1998; 216: 220-228.

29. Żurowski W. Badania maksymalnej odporności układów metali na zużywanie tribologiczne na zmodyfikowanej maszynie T-01. Wrocław: Prace Naukowe Instytutu Konstrukcji i Eksploatacji Maszyn Politechniki Wrocławskiej, 2002.
30. Żurowski W. Energetyczny aspekt wzrostu odporności metali na zużywanie w procesie tarcia technicznie. Rozprawa doktorska. Kielce: Politechnika Świętokrzyska, 1996.
31. Żurowski W. Wear resistance maximization of frictional interface systems (in SAIT Tribology 2008 Proceedings ed. P. de Vaal). Pretoria: SAIT, 2008.