TRIBOLOGIA 5/2006 (209)

TEORIA I PRAKTYKA

DWUMIESIĘCZNIK NAUKOWO-TECHNICZNY SIMP ROK XXXVI
WYDAWANY WE WSPÓŁPRACY Z POLSKIM TOWARZYSTWEM TRIBOLOGICZNYM I INSTYTUTEM TECHNOLOGII EKSPLOATACJI – PAŃSTWOWYM INSTYTUTEM BADAWCZYM W RADOMIU

TRIBOLOGIA

Wydanie publikacji dofinansowane przez Ministerstwo Nauki i Szkolnictwa Wyższego

Adres redakcji:
ul. K. Pułaskiego 6/10, 26-600 Radom, tel. (048) 364-39-03, (048) 364-42-41, w. 306, fax (048) 3644765
e-mail: tribologia@itee.radom.pl e-mail: marian.szczerek@itee.radom.pl
http://www.itee.radom.pl/tribolog

REDAGUJE ZESPÓŁ

Redaktor naczelny: prof. dr hab. inż. Marian Szczerek
Zast. redaktora naczelnego: prof. dr hab. inż. Marek Wiśniewski
Sekretarz redakcji: Ewa Szczepanik

RADA PROGRAMOWA

Przewodniczący: prof. zw. dr hab. inż. Stanisław Pytko
Członkowie: prof. dr hab. inż. Tadeusz Burakowski, prof. dr hab. inż. Jan Burcan,
prof. zw. dr hab. inż. Monika Gierzyńska-Dolna, prof. zw. dr hab. inż. Janusz Janecki,
prof. dr hab. inż. Czesław Kajdas, prof. dr hab. inż. Jan Kiciński, prof. dr hab. inż. Piotr Kula,
prof. dr hab. inż. Jerzy Łunarski, prof. dr hab. inż. Ryszard Marczak, prof. dr hab. inż. Adam Mazurkiewicz
prof. dr hab. inż. Stanisław Mitura, dr inż. Witold Piekoszewski, prof. dr hab. inż. Jan Senatorski,
prof. dr hab. inż. Marian Włodzimierz Sułek, prof. dr hab. inż. Stanisław F. Ścieszka,
prof. zw. dr hab. inż. Bolesław Wojciechowicz
oraz
prof. Wilfried J. Bartz (RFN), prof. Pavel Blaškovič (Słowacja),
prof. Awtandił W. Cziczinadze (Rosja), prof. Gerd Fleischer (RFN),
prof. Friedrich Franek (Austria), prof. Michael J. Furey (USA),
prof. Zygmunt Haduch (Meksyk),
prof. H. Peter Jost (President International Tribology Council, Wielka Brytania), prof. Weimin Liu (Chiny),
prof. Anatoly I. Sviridenok (Białoruś)

Indeks 37913 Nakład 250 egz. PL ISSN 0208-7774

OFICYNA WYDAWNICZA SIMP
ul. Świętokrzyska 14A
00-050 Warszawa, skr. poczt. 7
tel. (022) 827-26-05
(022) 826-74-61÷9 w. 478

POLSKIE TOWARZYSTWO TRIBOLOGICZNE
ul. Żwirki i Wigury 31,
02-091 Warszawa

INSTYTUT TECHNOLOGII EKSPLOATACJI – PAŃSTWOWY INSTYTUT BADAWCZY
ul. K. Pułaskiego 6/10, 26-600 Radom

Skład i druk: Wydawnictwo Instytutu Technologii Eksploatacji – PIB w Radomiu

TREŚĆ

Wiesław LESZEK
Rozważania o podstawach tribologii, cz. 5. O dualizmie tribologii 7

Magdalena EKWIŃSKA, Zygmunt RYMUZA
Wyznaczanie energii potrzebnej do zużycia krzemu i kwarcu w skali mikronanometrowej 17

Stanisław PŁONKA
Wpływ utleniania anodowego twardego aluminium oraz jego stopów AlMg2 i AlCu4Mg2 na wybrane właściwości warstwy wierzchniej 29

Elżbieta HORSZCZARUK, Janusz KASPERKIEWICZ
Mikrostruktura powierzchni betonów wysokowartościowych narażonych na zużycie abrazyjne 43

Ewa PAWELEC, Jolanta DRABIK
Możliwość zastosowania nietoksycznych olejów do smarowania łożysk tocznych i ślizgowych 57

Maria MACIĄG
Stałe kompleksowe charakteryzujące system tribologiczny 67

Stanisław KRAWIEC
Wpływ granulacji proszku miedzi i jego stężenia w smarze plastycznym na efektywność smarowania .. 79

Jadwiga BAJER
Charakterystyczne właściwości smaru plastycznego odpornego na działanie niskich temperatur 97

Krzysztof BIERNACKI
Analiza zjawisk zachodzących w warstwie przyściennej smaru plastycznego 111

Zbigniew PAWELEC, Jausz DASIEWICZ
Charakterystki tribologiczne skojarzenia kompozyt polimerowy–brąz w podwyższonej temperaturze 131

KOMENTARZE
Jausz JANECKI
Jeszcze o polskiej tribologii – początek i rozwój 141

CONTENTS

Wiesław LESZEK
Discussion about fundamental problems of tribology, part 5. Duality in tribology 7

Magdalena EKWIŃSKA, Zygmunt RYMUZA
Estimation of energy needed to wear of silicon and quartz on micro/nanoscale 17

Stanisław PŁONKA
Influence of hard anodizing of aluminum and its alloys AlMg2 and AlCu4Mg2 onto the chosen properties of surface layer 29

Elżbieta HORSZCZARUK, Janusz KASPERKIEWICZ
Surface microstructure of high performance concrete submit to abrasive wear..... 43

Ewa PAWELEC, Jolanta DRABIK
The possibility of application of non-toxic oils for lubricating the rolling and sliding bearings..... 57

Maria MACIĄG
Complex constants characterizing tribologic system 67

Stanisław KRAWIEC
Influence of copper grain size and concentration in a grease lubricant on its performance 79

Jadwiga BAJER
Characteristic physico-chemical properties of low temperature-resistant plastic grease..... 97

Krzysztof BIERNACKI
Analysis of phenomenon going on in boundary layer of greases 111

Zbigniew PAWELEC, Jausz DASIEWICZ
Tribological characteristics of polymer composite–
–bronze at elevated temperatures 131

COMMENTS
Janusz JANECKI
Once again about the Polish tribology – beginning
and development 141

Wiesław LESZEK*

ROZWAŻANIA O PODSTAWACH TRIBOLOGII, CZ. 5. O DUALIZMIE TRIBOLOGII

DISCUSSION ABOUT FUNDAMENTAL PROBLEMS OF TRIBOLOGY, PART 5. DUALITY IN TRIBOLOGY

Słowa kluczowe

tribologia, dualizm pojęciowy, metodologiczny, dualizm zadań, tribologia fizyczna, tribologia techniczna

Key words

tribology, conceptual duality, methodological duality, duality of problems, physical tribology, technical tribology

Streszczenie

W artykule przedstawiono podstawowe zagadnienia związane z dualizmem w nauce o tarciu. Podano podstawowe definicje tego dualizmu oraz różne objawy opisane w literaturze. Zaproponowano rozdzielenie tribologii na tribologię fizyczną i tribologię techniczną. Przedstawiono dualizm pojęciowy, metodologiczny, interpretacyjny i dualizm zadań tribologii. Omówiono konsekwencje działaniowe dualizmu w tribologii.

* Politechnika Poznańska, Instytut Maszyn Roboczych i Pojazdów Samochodowych, ul. Piotrowo 3, 60-965 Poznań, tel. (061) 665-24-97.

WSTĘP

Pewne objawy dualizmu wiedzy o tarciu zauważono już w XVIII w., kiedy to J.T. Desaguliers w wydanym w 1734 r. podręczniku fizyki stwierdził, że tarcie jest zjawiskiem złożonym, a siła tarcia powinna rosnąć w miarę obniżania chropowatości warstwy wierzchniej w wyniku intensyfikacji oddziaływań molekularnych **[L. 1]**. Zasadnicze znaczenie miało zmodyfikowanie przez A. Coulomba koncepcji G. Amontonsa przez wprowadzenie do jego równania opisującego siłę tarcia wartości określającej molekularną sczepialność warstw wierzchnich stymulujących się ciał **[L. 1].**

Model Amontonsa–Coulomba był pierwowzorem dualistycznej mechaniczno-molekularnej interpretacji tarcia i stał się podstawą całej wiedzy o tarciu a później wyodrębnionej dyscypliny naukowej nazywanej tribologią. Niestety, poza modelem interpretacyjnym sformułowanym przez I.W. Kragielskiego, w piśmiennictwie tribologicznym brakuje pogłębionej analizy owego dualizmu wiedzy o tarciu. Tymczasem ma on ogromne znaczenie dla pojmowania tribologii i jej rozwoju poznawczego i aplikacyjnego. Postanowiono przeto w piątym odcinku cyklu „Rozważań o podstawach tribologii" przedstawić analizę różnych przejawów dualizmu tribologii i ich niedostrzegane często konsekwencje.

Opracowanie składa się z trzech części. W pierwszej wprowadzającej, omówiono pojęcie **dualizmu** i zbliżone do niego pojęcie **dychotomii**. W drugiej przedstawiono różne aspekty dualizmu tribologii wywodzące się z dwojakiego rozumienia tribologii, jako nauki przyrodniczej oraz jako nauki technicznej. Trzecia część obejmuje analizę skutków traktowania tribologii jako dyscypliny naukowej, w której mogą występować takie właśnie dualistyczne tendencje.

ANALIZA POJĘĆ PODSTAWOWYCH I ICH APLIKACJI W TRIBOLOGII

Zgodnie z wcześniejszą zapowiedzią w tej części opracowania omówione zostaną podstawowe pojęcia dotyczące przedstawianego problemu. Niewątpliwie takim pojęciem pierwotnym jest pojęcie **dualizmu**.

Według Wł. Kopalińskiego **[L. 2]** dualizm jest to pogląd uznający w jakiejś dziedzinie działania dwóch niezależnych od siebie (przeciwstawnych albo uzupełniających się) zasad, czynników.

A. Podsiad **[L. 3]** stwierdza, że pojęcie to pochodzi od łacińskiego słowa „dualis”, oznaczającego, że „dotyczy dwóch, podwójny”. Wytworzył go Th. Hyde (1700), a upowszechniony został przez P. Bayle’a i podjęty przez G.W. Leibniza. W przeciwieństwie do monizmu jest to „odmiana pluralizmu reprezentowana przez doktryny, które w wyjaśnianiu rzeczywistości lub jakiejś jej dziedziny przyjmuje dwie niesprowadzalne do siebie zasady (dwie substancje, dwa typy bytu). Przykładem dualizmu jest dualizm fachowo-korpuskularny oznaczający zachowanie się obiektów mikroskopowych, takich jak elektrony lub fotony raz jakby były falami, a innym razem jakby były cząstkami.

W „Słowniku pojęć filozoficznych” wydanym pod redakcją Wł. Krajewskiego **[L. 4]** pojęcie dualizmu znacznie rozbudowano. Zgodnie z tym słownikiem uważa się, że istnieją:

1) dwie różne substancje – materialna i duchowa (**dualizm ontologiczny**),
2) dwa niezależne rodzaje poznania – empiryczny i rozumowy (**dualizm teoriopoznawczy**),
3) dwie zasadniczo odmienne metodologie – przyrodnicza i humanistyczna (**dualizm metodologiczny**),
4) dwie naczelne wartości dobro i zło (**dualizm aksjologiczny**).

Pojęciem zbliżonym do dualizmu jest **dychotomia**. Według Wł. Kopalińskiego **[L. 2] dychotomia** oznacza dwudzielność, podział dychotomiczny – dwuczłonowy, na dwie części, kategorie, klasy, zwłaszcza na dwie przeciwstawne sobie a wzajemnie się wyłączające grupy.

Podobnie dychotomię określa A. Podsiad **[L. 3]**, że jest to „podział logiczny jakiegoś pojęcia na dwa wykluczające się człony, które wyczerpują jego zakres”.

Z określeń tych można wyprowadzić wniosek, że podział dychotomiczny jest swoistą formą klasyfikacji, w której klasyfikowany zbiór dzielony jest na dwie części. Wymagania stawiane systemom klasyfikacyjnym żądają, aby podział ten był zupełny (wyczerpujący) i wyłączny (patrz K. Ajdukiewicz **[L. 5]**). Żądania te są radykalne i w przypadku pojęcia dychotomii możliwe do zrealizowania tylko dla bardzo prostych podziałów, w których kryterium klasyfikacyjne jest dokładnie opisane i wyposażone w aparat operacyjny. Z tego względu w tym opracowaniu stosowane będzie pojęcie dualizmu, które nie żąda radykalnego przeciwstawiania cech klasyfikacyjnych obiektów, podziały nie muszą się wzajemnie wyłączać, mogą się wzajemnie uzupełniać, a nawet zawierać pewne części wspólne.

GENEZA DUALIZMU W TRIBOLOGII

W okresie od początków rozwoju cywilizacji ludzkiej do początku XIX w. wyróżnić można dwa systemy zdobywania informacji o tarciu i sposobach sterowania nim. Pierwszy system to przekazywana z pokolenia na pokolenie producentów narzędzi, maszyn i towarów wiedza empiryczna-warsztatowa, nazywana często wiedzą potoczną. Wiedza potoczna jest to zbiór informacji dotyczących sposobów postępowania przy budowaniu i użytkowaniu obiektów technicznych, która gromadziła się przede wszystkim podczas praktycznego współdziałania człowieka z obiektami technicznymi. Wiedza ta nie ma ustalonego źródła pochodzenia, sposobu powstawania ani też konkretnego autora. Przez wiele pokoleń przekazywana była jako tajemnica warsztatowa. W taki sposób pozyskiwana i przekazywana wiedza nie potrzebowała precyzyjnego uzasadnienia. Często jednak uzasadnienie takie uzyskiwała przekształcając się w wiedzę naukową.

Wiedza naukowa powstająca w rezultacie szeroko rozumianych badań naukowych według S. Pabisa **[L. 6]** polega na „gromadzeniu specjalnego rodzaju informacji, informacji poznawczych oraz także innych informacji, jakie są konsekwencjami wynikającymi logicznie z posiadanych już informacji poznawczych. Informacje takie, aby mogły być uznane za informacje wiedzy naukowej, muszą być uprzednio rozumowo i empirycznie uzasadnione przez naukę”.

Wzrastająca różnorodność zastosowań wiedzy o tarciu, a także coraz bardziej uwidaczniający się wpływ tarcia na użytkowanie obiektów technicznych poszerzały zakres wiedzy empirycznej, a jednocześnie powodowały eliminowanie rozpatrywania rozwiązań jednostkowych (szczególnych przypadków) na rzecz rozwiązań ogólniejszych, stanowiących syntezę posiadanej wiedzy.

Gromadzona i porządkowana wiedza empiryczna stanowiła podstawę i inspirację do podjęcia prób jej naukowej interpretacji i filozoficznych uogólnień. Tarcie, jego przyczyny i skutki stały się więc przedmiotem zainteresowania ludzi nie związanych z wytwarzaniem produktów i eksploatacją obiektów technicznych. Ludzie ci nie posiadali doświadczeń warsztatowych, co pozwoliło im na rozpatrywanie problemów tarcia z pozycji posiadanej wiedzy o materii i występujących tam zjawiskach. Mogli oni przeto tworzyć system naukowej wiedzy o tarciu.

Przedstawione zjawisko było pierwszym objawem dualizmu wiedzy o tarciu. Obejmowała ona **wiedzę potoczną** (warsztatową) i **zaczątki wiedzy**

naukowej. Postęp w rozwoju wiedzy warsztatowej był dość powolny ze względu na stosowanie baz istniejących zmian wypróbowanych zabiegów technologicznych i procedur eksploatacyjnych. Powolny rozwój produkcji utrzymywał wytwórczość na poziomie warsztatów rzemieślniczych.

Inaczej przebiegał rozwój naukowej składowej wiedzy o tarciu. Intensywny rozwój fizyki (XVIII i XIX w.) spowodował przenikanie do wiedzy o tarciu wiedzy i metod badawczych fizyki. Nastąpiła fizykalizacja nauki o tarciu. Jednocześnie rozwój przemysłu i wzrost złożoności zadań technicznych spowodował poszukiwanie w fizykalnej wiedzy o tarciu odpowiedzi na pytania o charakterze technicznym. Wytworzyła się sytuacja, w której wiedza o tarciu rozdzieliła swoją misję na poznawczą i aplikacyjną. Misje te stworzyły podstawę do współcześnie traktowanego dualizmu wiedzy o tarciu i nauki powołanej do jej rozwijania. Dyscyplinę tę nazwano później **tribologią**, podzieloną na **tribologię fizyczną**, której zadaniem jest wzbogacenie wiedzy o tarciu i **tribologię techniczną**, której rola polega na formułowaniu zadań poznawczych i aplikacji w technice wyników działań poznawczych. Przy tym podziale należy odróżnić tribologię techniczną od tribotechniki, która jest synonimem prostych zastosowań rozwiązań technicznych w budowie i eksploatacji maszyn.

Dualizm tribologii pogłębiony został przez dołączenie do klasycznie pojmowanej tribologii technicznej zagadnień trwałości i niezawodności węzłów tarciowych, co spowodowało wyposażenie tribologii technicznej w kategorie zużycia i smarowania, realizujące cele aplikacji wiedzy o tarciu, jego parametrach, skutkach i sposobach sterowania.

Współczesne traktowanie dualizmu tribologii polega na zaakceptowaniu dwóch jej składowych: tribologii fizycznej jako nauki przyrodniczej, pojmującej tarcie w obiektach technicznych jako szczególny przypadek tarcia w przyrodzie oraz tribologii technicznej, poszukującej możliwości rozwiązywania zadań technicznych, uwzględniających postulaty celu, jaki stawiany jest przed konkretnym obiektem technicznym. Celem tribologii fizycznej jest poznanie. Celem tribologii technicznej jest aplikacja pozyskanej wiedzy w projektowaniu, wytwarzaniu i eksploatacji obiektów technicznych. Ta właśnie różnica celów jest podstawą dualizmu w tribologii.

SKŁADOWE DUALISTYCZNEJ TRIBOLOGII

Podstawowy podział tribologii na tribologię fizyczną i tribologię techniczną implikuje podziały szczegółowe, których dotyczy ta część opracowania.

1. Szczególną postacią dualizmu w tribologii jest **dualizm modeli interpretacyjnych**. Przez wiele lat występowały niezależnie od siebie modele interpretujące siłę tarcia jako skutek oporów mechanicznych lub jako konsekwencję oddziaływań molekularnych między mikroskopowymi elementami znajdującymi się w styku ciałami stałymi. Dualizm ten starał się pokonać I.W. Kragielski przez uwspółcześnienie dwoistego modelu Amontonsa–Coulomba. Tę formę dualizmu w tribologii można nazwać **dualizmem interpretacyjnym,** polegającym na zastosowaniu do wyjaśniania genezy tarcia dwóch odrębnych założeń początkowych. Ta forma dualizmu stanowi podstawowy paradygmat filozofii.
2. **Dualizm pojęciowy** występujący zarówno w tribologii fizycznej, jak i tribologii technicznej wynika z zastosowania do wyrażania wiedzy tribologicznej pojęć, których źródłami są **[L. 7]**:
   - w przypadku tribologii fizycznej: fizyka, chemia, materiałoznawstwo, metrologia,
   - w przypadku tribologii technicznej: technologia wytwarzania i eksploatacji.

   W obu przypadkach częścią wspólną zbioru pojęciowego są pojęcia systematyzujące tarcie, zużycie i smarowanie, pojęcia z zakresu morfologii systemów tribologicznych, pojęcia operacyjne (diagnozowanie, smarowanie itp.) oraz pojęcia ogólnonaukowe (w tym pojęcia metodologiczne). W tribologii technicznej znaczny udział mają pojęcia warsztatowe.
3. **Dualizm metodologiczny** polega na wyraźnym zaadresowaniu metod postępowania badawczego w przypadku tribologii fizycznej na zdobycie nowej wiedzy lub sprawdzenie słuszności hipotez weryfikujących wiedzę niedostatecznie uzasadnioną, a w przypadku tribologii technicznej na zamianę wiedzy abstrakcyjnej na wiedzę konkretną przydatną w rozwiązywaniu zadań technicznych. Elementem integrującym obie te odmiany metodologii tribologicznej jest ogólna metodologia transformacji wiedzy. Transformacja polega na konkretyzacji wiedzy przez zamianę teorii, praw, prawidłowości na zasady, reguły, nakazy, zakazy itp. **[L. 8]**.

Pochodną dualizmu metodologicznego jest pluralizm modeli. W tribologii fizycznej znaczny udział mają modele matematyczne, podczas gdy w tribologii technicznej przeważają modele empiryczne.

4. **Dualizm zadań** wynika z zadań obu składowych dualistycznych tribologii. Najogólniej rzecz opisując można kwestię tę ująć następująco. Zadaniem tribologii fizycznej jest wyjaśnianie ważnej w danym okresie rozwoju tribologii problemów poznawczych. Zadaniem tribologii technicznej jest wykorzystanie konkretnej klasy rozwiązań problemów do zaspokojenia potrzeb budowy i eksploatacji obiektów technicznych.

W aspekcie zadań obu działów tribologicznych ważne jest zwrócenie uwagi na to, że sukcesy aplikacyjne szeroko pojętej tribologii technicznej hamują rozwój tribologii fizycznej. Między tymi działami występuje swoista konkurencja przede wszystkim o środki na badania naukowe.

SKUTKI WYSTĘPOWANIA DUALIZMU W TRIBOLOGII

Dualizm w tribologii jakkolwiek może być uważany za naturalny efekt procesu rozwojowego tej dyscypliny wywołuje, podobnie jak w innych dyscyplinach nauk technicznych, wiele poważnych konsekwencji, z których najważniejszą jest postępująca dezintegracja obu głównych kierunków tribologii. Objawem podstawowym tego zjawiska jest nasilająca się tendencja do ich podziału na coraz węższe poddyscypliny. Już w chwili obecnej poza biotribologią zarysowuje się wyodrębnianie się reologii środków smarowych, prawdopodobne jest dalsze specjalizowanie się termodynamiki tribologicznej itp. Pogłębiające się podziały prowadzą do słabnięcia powiązań wewnątrz klasycznie pojmowanej tribologii. Można przewidywać, że tribologia techniczna będzie aplikacją wiedzy tribologicznej. Słabsze natomiast będą związki tribologii technicznej z tribologią fizyczną, która powinna tworzyć zasoby wiedzy umożliwiające aprioryczne odpowiedzi na pytanie: jaki typ działania jest w danym konkretnym przypadku możliwy i najbardziej przydatny dla osiągnięcia zakładanego celu technicznego.

Wszystko wskazuje na to, że jeśli nie zostaną podjęte działania środowiskowe, obecnie zauważalny dualizm w tribologii będzie stopniowo przeradzał się w pluralizm metodyczny, pojęciowy, a w dalszej konsekwencji w pluralizm problemowy. Takie zjawiska wystąpiły w wielu dyscyplinach naukowych, takich jak chemia, biologia, geografia, które wyłoniły składową aplikacyjną i rozpoczęły procesy dezintegracyjne.

Można przeto uznać, że jest to naturalna tendencja rozwoju współczesnej nauki i jako taka jest nieodwracalna. Problem polega więc nie na tym, aby zjawiskom tym przeciwdziałać, ale na tym, aby wpływać na zrównoważenie rozwoju tribologii. Pierwszy krok w tym kierunku powinien polegać na intensyfikacji badań nad podstawowymi problemami poznawczymi, ta zaś na rozwoju metod badawczych i ich skupianiu wokół istotnych zadań poznawczych.

Zadaniem priorytetowym w tej kwestii jest sformułowanie podstawowych zdań ogólnych (prawidłowości, praw) w takiej postaci, aby mogły zaistnieć teorie dotyczące zjawisk tribologicznych, z których apriorycznie wynikają możliwości i kierunki aplikacji wiedzy. Jeśli zaś aktualny stan wiedzy i metodologii w jakimś wycinku wiedzy tribologicznej nie pozwala na bezpośrednie wyrażanie zjawisk tribologicznych w postaci twierdzeń ogólnych, należy budować w tych elementach tribologii prawa pośredniczące – prawa pomostowe.

ZAKOŃCZENIE

Temat dualizmu w tribologii podjęto na zaawansowanym etapie jej rozwoju. Z tego względu należało pogodzić ocenę aktualnego stanu tego rozwoju z wnioskami wynikającymi ze stanu obecnego tribologii. Przyjęto, że dualizm w tribologii jest faktem bezspornym, co więcej starano się wykazać, że jest to prawidłowość rozwoju dyscyplin naukowych, które uległy stechnicyzowaniu i z dyscyplin poznawczych przekształciły się w dyscyplinę nauk technicznych. Najwcześniej spotkało to mechanikę, później chemię i fizykę. Proces ten trwa i jest nieodwracalny. Dlatego w ostatnim fragmencie tego opracowania zwrócono uwagę na konsekwencje tego zjawiska dla tribologii i jej przyszłych stanów.

LITERATURA

1. Leszek W.: Metodologiczne podstawy badań trybologicznych. PWN, Warszawa-Poznań 1981.
2. Kopaliński Wł.: Słownik wyrazów obcych i zwrotów obcojęzycznych. Wyd. MUZA S.A., Warszawa 2000.
3. Podsiad A.: Słownik terminów i pojęć filozoficznych. Inst. Wyd. PAX, Warszawa 2000.
4. Krajewski Wł.: Słownik pojęć filozoficznych. Wyd. Nauk. SMOLAR, Warszawa 1996.
5. Ajdukiewicz K.: Logika pragmatyczna. PWN, Warszawa 1975.

6. Pabis S.: Metodologia i metody nauk empirycznych. PWN, Warszawa 1985.
7. Leszek W.: Jeszcze raz i nieco inaczej o trybologii. Wyd. MCNEMT, Radom 1994.
8. Mazurkiewicz A.: Modelowanie transformacji wiedzy do praktyki w budowie i eksploatacji maszyn. Wyd. ITeE, Radom 1999.

Recenzent:
Marian SZCZEREK

Summary

Basic problems connected with the duality in a friction science were presented in this article. There were announced fundamental definitions of this duality and its different symptoms written in a literature. Separating of the tribology for a physical and technical tribology was proposed. A conceptual, methodological and interpretative duality and a duality tribological problems were presented. Operating consequences of the duality in tribology were discussed.

Magdalena EKWIŃSKA[*], Zygmunt RYMUZA[*]

ESTIMATION OF ENERGY NEEDED TO WEAR OF SILICON AND QUARTZ ON MICRO/NANOSCALE

WYZNACZANIE ENERGII POTRZEBNEJ DO ZUŻYCIA KRZEMU I KWARCU W SKALI MIKRONANOMETROWEJ

Key-words

wear on micro/nanoscale, atomic force microscope, energy

Słowa kluczowe

zużycie w skali mikr/nanometrowej, mikroskop sił atomowych, energia

Summary

The tests on wear of silicon wafer and quartz used in microelectronic technology and MEMS construction were carried out to estimate the energy used to remove the defined volume of the material. The studies were performed on micro/nanoscale with the use of Atomic Force Microscopy (AFM) on single crystal silicon with two different crystallographic orientations as well as on artificial polished quartz with two orientations in

[*] Warsaw University of Technology, Institute of Micromechanics and Photonics, Św. A. Boboli 8, 02-525 Warsaw, Poland, phone (048) 22 234 84 24, (048) 22 234 85 40, e-mail: m.ekwinska@wp.pl, e-mail: z.rymuza@mchtr.pw.edu.pl

relation to the main axis of the crystal (parallel and perpendicular to the main axis of the crystal). The effect of crystallographic orientation on the measured values of energy was found.

1. INTRODUCTION

Atomic force microscope (AFM) is one of the most commonly used devices for investigation of the tribological properties of the material in micro and nanoscale. The wear test performed by the use of the AFM give information about wear resistance of the material. This information is essential especially when construction of the MEMS (Micro Electro Mechanical Systems) is taken into account. In order to find out what are the parameters, in particular the wear resistance, of the most often used materials in MEMS structures the wear tests were performed on silicon and quartz.

During investigation two crystallographic orientations of silicon and quartz were used in order to study out whether crystallographic orientation of the material influence it's wear resistance. This is issue worth consideration especially nowadays when more and more MEMS structures are manufactured. Under that circumstances studies of energy (mechanical work of friction) needed to remove the material on nano-scale were carried out.

2. METHODOLOGY

The energy needed to remove material is equal to the work done by lateral force during wear test. Lateral force is measured by the AFM in arbitrary units ([a.u.]), **(Fig.1a.)**. In order to determine real values of the energy, which was introduced to the system in order to remove material during nanowear test, the calibration of the lateral force has to be done.

There are many different calibration methods which are described elsewhere **[L. 1–8]**, with their advantages and disadvantages described in **[L. 9]**. In some of that methods very tough approach of lateral force calibration is proposed: lateral stiffness of the cantilever is estimated separately from the stiffness of whole device. To make lateral force calibration easy–to–operate a new approach to the problem was proposed and a new method of lateral force calibration was created. The method is called Black Box Method. In this method a whole measuring path of the lateral force is treated as a black box to which a known parameter is introduced.

Then a reaction of the AFM on the introduced parameter is being observed. In other words the idea of the calibration is to cause the change of the lateral force signal in arbitrary units by introducing to the system a known parameter. The introduced parameter is a known value of force which is applied at the very end of the cantilever's tip. This causes torsion of the cantilever's surface from which laser beam is reflecting. The change of the reflection angle causes the change of the lateral force signal in [a.u.] **(Fig.1a.).**

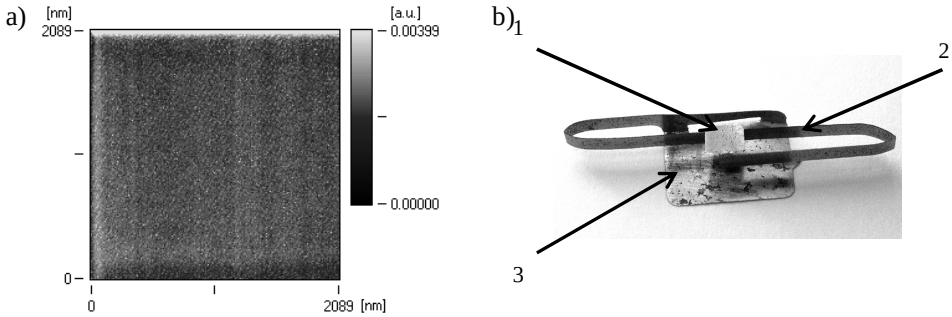


Fig. 1. Lateral force measurements on the AFM; a) typical results of lateral force measurements; b) a system for calibration of the lateral force, 1 – area where the AFM's tip stands during the callibration, 2 – element, which is elastically deform during calibration, 3 – holder of the device

Rys. 1. Pomiary siły poprzecznej w mikroskopie AFM; a) przykładowy wynik pomiaru siły poprzecznej; b) system do kalibracji siły poprzecznej, 1 – płaszczyzna, o którą opiera się igła cantilevera w trakcie kalibracji, 2 – element, który jest sprężyście odkształcany w trakcie kalibracji, 3 – uchwyt układu kalibracyjnego

In order to calibrate lateral force, a system with elastic element was elaborated **[L. 10, 11] (Fig. 1b.).** There are three main parts of the elastic element: surface on which cantilever's tip is located (1), flat spring which is bended in S shape (2), surface to which AFM table is mounted (3). During calibration of the AFM with this calibration device it is placed on the AFM table and cantilever's tip is approached to the surface (1).

After obtaining contact (Fig.2a.) a known value of displacement is applied by the AFM scanner. The surface to which AFM table is mounted (3) moves according to the displacement applied by the piezoscanner. It is worth underlining that the displacement which is applied on the surface (1) is smaller then the one which was applied by the AFM table. This small displacement of a surface (1) causes twisting of the cantilever and the change of the lateral force signal in arbitrary units. This procedure is

repeated from 100 to 500 times. As a result of the calibration of the AFM cloud of points, which presents dependence of the lateral force (in arbitrary units) between cantilever and elastic element from it's bending (caused by the scanner movements), is obtained **(Fig. 2b)**. Multiplying the displacement of area (1) by the stiffness of the calibrating device real value of applied force can be established. From the value of lateral force in real and arbitrary units a calibrating factor can be established.

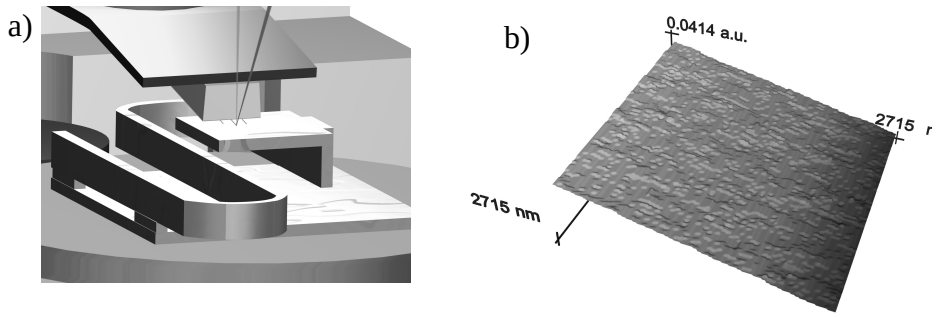


Fig. 2. Calibration of lateral force; a) practical usage of the calibration device with elastic element for calibration of lateral force in the AFM; b) AFM image which presents dependence of lateral force between cantilever and elastic element from it's bending (caused by scanner movements)

Rys. 2. Kalibracja sił poprzecznej; a) wykorzystanie układu do kalibracji siły poprzecznej w trakcie kalibracji mikroskopu AFM; b) obraz uzyskany z mikroskopu AFM, prezentujący zależność pomiędzy zmianami siły poprzecznej działającej na cantilever a ugięciem wzornika sprężystego (wywołanym ruchami skanera mikroskopu AFM)

The work during nanowear test can be estimated as a sum of the small products of the distance between points and the values of the lateral forces in that points.

The wear test was performed for the chosen depth of the worn out area. During the test the normal force which was applied by the system to the sample was different for different investigated materials. Unfortunately the force applied by the AFM is presented in arbitrary units. In order to compare the normal force values with the results form different test and to count the pressure applied by the cantilever to the surface a calibration of the normal force was made.

A system with elastic element was elaborated for the calibration of the normal force **(Fig. 3)**. There are three main parts of the elastic element: surface on which cantilever's tip is located (1), flat surface with

known stiffness (2), surface to which AFM table is mounted (3). During calibration of the AFM with this calibration device it is placed on the AFM table and cantilever's tip is approached to the surface (1). After obtaining contact a force distance curve is made. During the experiment the surface (1) is pushed by the cantilever what causes the deformation of the surface (2). The deformation is registered. Bending of the cantilever as well as bending of the calibration device can be established. Then the normal force can be counted out of the deformation of the calibration device and stiffness of the surface (2). The value of the normal force estimated after calibration and the normal force in arbitrary units is the factor between arbitrary units and real units.

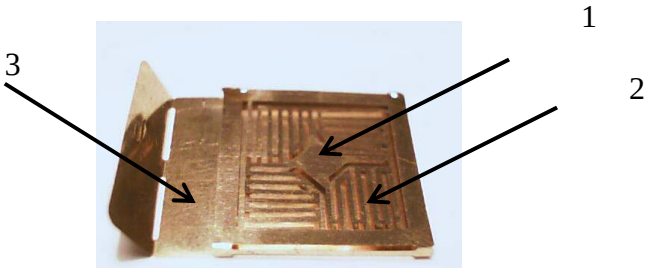


Fig. 3. A system for calibration of normal force in AFM, 1 – holder of device, 2 – plane which is elastically deform during calibration, 3 – area where AFM's tip stands during calibration

Rys. 3. System do kalibracji siły normalnej w mikroskopie AFM, 1 – uchwyt układu kalibracyjnego, 2 – płaszczyzna, która jest sprężyście odkształcana w trakcie kalibracji, 3 – płaszczyzna, o którą opiera się igła cantilevera w trakcie kalibracji

During the wear test the depth of the worn out area was measured. Because of that a volume of worn out area could be estimated. The value of the energy needed to remove material and the total volume of the removed material is the specific work of wear **[L. 12]**, a parameter which is very useful for constructors of the MEMS. It contains of two information: wear resistance (the force needed to remove material and the coefficient of friction during nanowear process) and the depth of worn out area (used for estimation of the volume of the worn out area).

3. EXPERIMENTAL DETAILS

The investigation were carried out under laboratory conditions: temperature 22±0.5°C, humidity 40±2%, atmospheric pressure, air atmos-

phere. For the wear test a cantilever DTCL - RC2060T80N made by R – DEC Co., Ltd. (Japan) was used. This cantilever has a diamond tip with 100 nm radius. Geometrical parameters of the cantilever's lever were: length 3.126 ± 0.002 mm, width 0.2 mm, thickness 60 μm. During the wear test the contact mode of the AFM was used. The scanning size for the wear test was 2100 x 2100 nm (with the resolution 250x250 measuring points). The scanning speed was 10.05 nm/s.

The measurements were made for the determined value of depth of worn out area: 5.3 nm. The materials tested were n-type silicon with two crystallographic orientations Si (100) and Si (111) and polished quartz with the sample surface perpendicular and parallel to the main axis of the crystal (with denotations as follows: Si3, Si4, SiO_2_S1P, SiO_2_S1R). Using the calibration procedure described above the energy which was introduced to the material was counted as a work of lateral force. Also the volume of worn out area was estimated.

4. RESULTS AND DISCUSSION

Table 1. Estimation of the energy which is introduced to the system in order to make wear test; CO – crystallographic orientation; h – depth of worn out area; F_n – normal force, applied during wear test; F_f –friction force measured during wear test; E – energy introduced to the system in order to make a wear test; V- volume of worn out area; E/V – specific work of wear; ‖ - sample surface parallel to the main axis of crystal, ⊥ – sample surface perpendicular to the main axis of crystal

Tabela 1. Wartości, jakie należy wprowadzić do systemu w celu wykonania testu; CO – orientacja krystalograficzna; h – głębokość obszaru zużycia; Fn – siła normalna zadawana w trakcie testu zużycia; Ff – zarejestrowana w trakcie testu zużycia siła tarcia; E – energia potrzebna do usunięcia materiału; V – objętość usuniętego materiału; E/V – energia jaka jest potrzebna do usunięcia jednostki objętości materiału, ‖ – powierzchnia badanego materiału równoległa do głównej osi kryształu, ⊥ – powierzchnia badanego materiału prostopadła do głównej osi kryształu

SAMPLE	CO	h [nm]	F_n [μN]	F_f [μN]	E [nJ]	V [μm^3] x 0.01	E/V [J/mm^3] x 0.01
Si3	<100>	5.3	460.1	20.35	17.01	2.33	7.31
Si4	<111>	5.3	493.3	24.70	20.64	2.36	8.75
SiO_2_S1P	⊥	5.2	463.5	25.31	21.15	2.31	9.15
SiO_2_S1R	‖	5.3	558.1	29.93	25.01	2.35	10.65

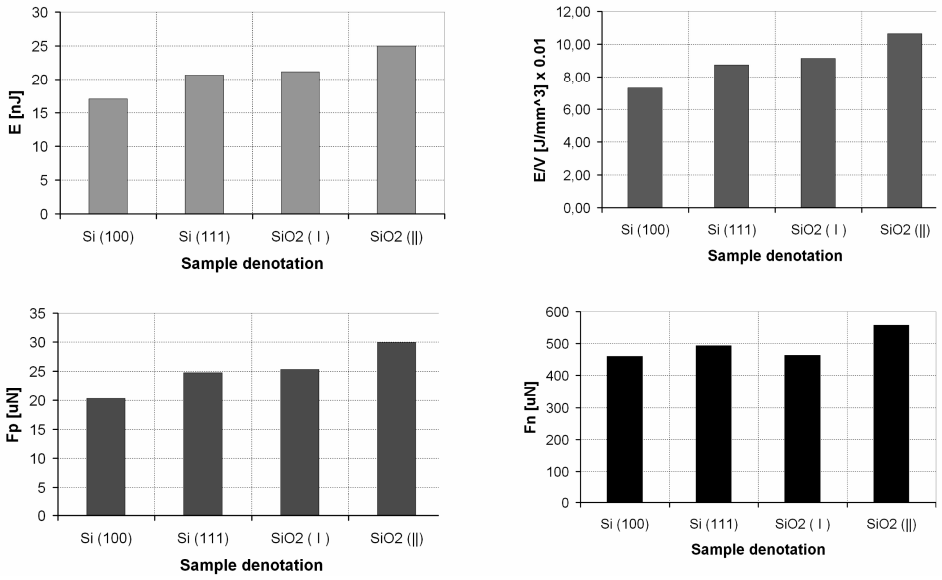


Fig. 4. Dependence of energy of wear test (E), friction (F_f), normal force (F_n), and specific work of wear (E/V) from material type

Rys. 4. Zależność energii testu zużycia (E), tarcia (F_f), siły normalnej (F_n) oraz energii zużycia jednostki objętości materiału (E/V) od rodzaju materiału

The results are presented in **Table 1**. and in **Fig. 4.** In order to compare material properties the investigation can be made in one of regimes: applying depth or normal force. It is not possible to compare measurements made in that two regimes. As the **Table 1** shows the results of the measurements, which were made in the regime with applied depth corresponds well with the achieved results of the estimated energy of the wear test. It can be easily seen that it does not happen when a normal force is applied.

The investigation were made in order to prove that it is possible to achieve repeatable results of the depth of worn out area on the device which applies only normal force in arbitrary units during the measurements. The depth of the wear test was chosen carefully in order to wear of the material only by the spherical part of the tip. This will enable latter on to compare the results with the results of other tests e.g. nanohardness tests.

The results showed that silicon is not as hard as quartz in micro/nanoscale.

The difference between two types of the quartz (|| and ⊥ to the main axis of the crystal) is 3.86 nJ that is around 18% of the whole energy used

for that purpose. This difference in energy has its origins in crystallographic structure. Several atomic layers can be observed in the crystallographic structure of quartz. In each layer interatomic bondings between atoms in the same atomic layer (where atoms are closer to each other) are stronger than between atoms from different atomic layers. If we assume that mechanical resistance of the material during nanowear test is connected with the number of atomic layers that are damaged during a test then the more atomic layers are damaged the bigger energy is introduced to the system during a wear test.

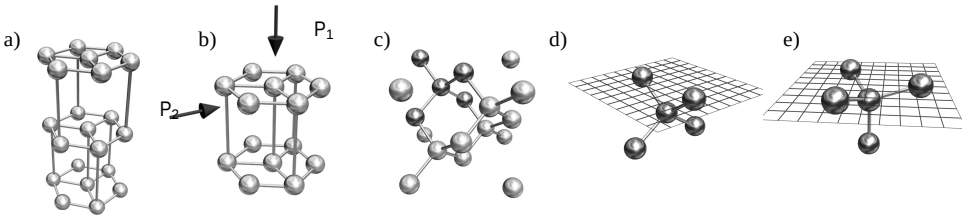


Fig. 5. Crystallographic structure of investigated materials; a) hexagonal crystallographic structure of quartz; b) normal load (P_1, P_2) applied during wear test; c) crystallographic structure of silicon with marked atoms; d) Orientation of the interatomic bonding in relation to the surface for Si (100); e) Orientation of the interatomic bonding in relation to the surface for Si (111)

Rys. 5. Struktura krystalograficzna badanych materiałów; a) heksagonalna struktura krystalograficzna kwarcu; b) obciążenia normalne (P_1, P_2) zadawane w trakcie wykonywania testu zużycia; c) struktura krystalograficzna krzemu z wyróżnionymi atomami; d) orientacja wyróżnionych atomów krzemu względem powierzchni próbki dla Si (100); e) orientacja wyróżnionych atomów krzemu względem powierzchni próbki dla Si (111)

Lower wear resistance of quartz ⊥, which has sample surface oriented perpendicularly to the main axis of the crystal, may come from the fact that during nanowear process the number of layers which are damaged is embraced by the depth of the worn out area. In the case of the nanowear test made on the quartz ||, which has sample surface parallel to the main axis of the crystal, the amount of layers, which ought to be damaged during nanowaer process, is equal to the number of layers contained in the width (length) of the worn out area. To sum up, if we assume that the hexagonal crystallographic structure of the quartz has atomic layers, then it is more difficult to damage new layers then to damage already damaged ones. This theory is confirmed by the measurement results.

The difference in energy needed to remove material for the <100> and <111> oriented silicon is 3.63 nJ, which is around 20% of the whole energy used for that process. This difference also has its origins in crystallographic structure of material. If we assume that mechanical resistance of material during nanowear test is connected with the setting of atoms on the investigated plane **(Fig. 5d.** and **e)** than it can be assumed that the energy introduced to the system in order to damage homogeneous structure would be different from the one which would be introduced to the system in order to damage inhomogeneous structure.

In the case of Si (111) atoms on the surface are placed uniformly, without any privileged direction what will cause maximum wear resistance. In the case of Si (100) an anisotropy of the atoms placing on the sample surface can be observed. In other words there is one privilege direction in which material resistance is lower. This situation probably occurred during the tests.

5. CONCLUSIONS

The energy which is introduced to the system in order to remove material during nanowear test is equal to the work done by lateral force on the distance, which is equal to the way that cantilever passes during a test. In order to establish energy during nanowear test a useful and easy-to-operate method was created for calibration of the lateral and normal force in AFM.

It is possible to achieve repeatable results of the depth of worn out area on the device which applies only normal force in arbitrary units during measurements. The results show that silicon is not as hard as quartz in micro scale. Measurements proved also that crystallographic orientation of the material influenced achieved results very much. In case of quartz atomic layers in the crystallographic structure can be observed. In each layer interatomic bondings are stronger between atoms in the same atomic layer than between atoms from different atomic layers. If we assume that mechanical resistance of the material during nanowear test is connected with the number of atomic layers that are damaged during a test then the more atomic layers are damaged the bigger energy is introduced into the system during a wear test. In case of silicon atoms placing on sample surface is a factor which influence the wear resistance of material. If this placing of atoms on the sample surface has anisotropy than

there is a direction in which wear resistance of material would be lower (one privilege direction) in comparison to the homogeneous material.

To sum up crystallographic structure of material influence its mechanical resistance – mechanical properties. Under that circumstances it should be taken into consideration during manufacturing of MEMS devices.

There is need to investigate more materials in order to have knowledge about dependence of mechanical properties of different MEMS materials from its crystallographic structure. This knowledge will enable us to control mechanical properties of the whole MEMS structure also by suitable setting of crystallographic structure of material.

References

1. Bhushan B., Handbook of Micro/Nano Tribology, CRC Press, Second Edition, Boca Raton, 1998.
2. Bhushan B., Nanotribology and Nanomechanics, Springer – Verlag Berlin Heidelberg, 2005.
3. Liu E., Blanpain B, Celis J. P., Wear 192 (1996); 141–150.
4. Sader J.E., Chon J.W. M, Mulvaney P., Rev. Sci. Instrum. 70 (1999); 3967–3969.
5. Gibson C. T., Weeks B.L., Lee J. R. I., Abell C., Rev. Sci. Instrum. 72 (2001); 2340–2343.
6. Cleveland J. P., Manne S., Bocek D., Hansma P. K., Rev. Sci. Instrum. 64 (1993); 403–405.
7. Gibson Ch. T., Smith D.A., Roberts C. J., Nanotechnology 16 (2005); 234––238.
8. Varenberg M., Etsion I., Halperin G., Review of Scientific Instruments, 74 (2003); 3362–3367.
9. Burnham N.A., Chen X., Hodges C.S., Matei G.A., Thoreson E.J.,Roberts C. J., Davies M. C., Tedler S. J. B., Nanotechnology 14 (2003); 1–6.
10. Ekwińska M., Machine Dynamics Problems, 28 (2004); 89–94.
11. Ekwińska M., 5th Polish - German Mechatronic Workshop 2005 Proceedings, 38–42.
12. Ekwińska M., Elektronika, 8-9/2004; 206–209.

Recenzent:
Stanisław PYTKO

Streszczenie

Przeprowadzono badania nanozużycia na krzemowych płytkach oraz elementach kwarcu wykorzystywanych w mikroelektronice oraz w konstrukcji MEMS w celu określenia energii, jaka jest potrzebna do usunięcia określonej objętości materiału. Badania zostały przeprowadzone z użyciem mikroskopu sił atomowych na próbkach krzemu dla dwóch różnych orientacji krystalograficznych oraz na próbkach sztucznie wytworzonego polerowanego kwarcu o dwóch orientacjach powierzchni badanej w stosunku do głównej osi kryształu (prostopadła do głównej osi kryształu oraz równoległa do głównej osi kryształu). Znaleziono wpływ orientacji krystalograficznej na badane właściwości materiału.

Stanisław PŁONKA*

WPŁYW UTLENIANIA ANODOWEGO TWARDEGO ALUMINIUM ORAZ JEGO STOPÓW $AlMg_2$ I $AlCu_4Mg_2$ NA WYBRANE WŁAŚCIWOŚCI WARSTWY WIERZCHNIEJ

INFLUENCE OF HARD ANODIZING OF ALUMINUM AND ITS ALLOYS $AlMg_2$ AND $AlCu_4Mg_2$ ONTO THE CHOSEN PROPERTIES OF SURFACE LAYER

Słowa kluczowe:

utlenianie anodowe twarde, warstwa tlenkowa, współczynnik tarcia przędzy

Key-words:

hard anodizing, surface layer, coefficient friction of yarn

Streszczenie

W pracy przedstawiono wyniki badań wpływu utleniania anodowego twardego aluminium Al 99,5% i jego stopów: AlMg2, AlCu4Mg2 na strukturę geometryczną powierzchni (SGP) oraz kinetyczny współczyn-

* Akademia Techniczno-Humanistyczna w Bielsku-Białej, ul. Willowa 2, 43-309 Bielsko-Biała, Wydział Budowy Maszyn i Informatyki, Katedra Technologii Maszyn i Automatyzacji.

nik tarcia μ_k przędzy o te powierzchnie. Zamieszczono również wyniki badań rozkładu mikrotwardości w warstwie tlenkowej glinu Al_2O_3. Wyznaczono wartość współczynnika korelacji R dla każdego z parametrów przyjętych do oceny SGP w zależności od kinetycznego współczynnika tarcia μ_k przędzy. Na tej podstawie zaproponowano do oceny SGP części maszyn utlenianych anodowo te z parametrów, dla których wartość współczynnika korelacji R osiągnęła wartość największą, tj. R_{pm}, R_p, r.

WPROWADZENIE

W przędzarkach obrączkowych występują części bezpośrednio stykające się z przędzą. Jedną z nich jest szyjka okładziny wrzeciona do przędzenia bezbalonowego. Powierzchnia robocza okładziny, bezpośrednio stykająca się z przędzą, powinna spełniać co najmniej trzy warunki:

– cechować się małym współczynnikiem tarcia przy współpracy z przędzą, co w głównej mierze uzależnione jest od struktury geometrycznej tej powierzchni (SGP), wynikającej ze sposobu obróbki;
– nie generować ładunków elektrostatycznych i „nie ładować” elektrostatycznie przędzy;
– być dostatecznie odporną na zużycie i przypadkowe uderzenia.

Dotychczas okładzinę wrzecion do przędzenia bezbalonowego przędzarek obrączkowych w Bielskiej Fabryce Maszyn Włókienniczych BEFAMA wykonywano ze stopu glinu z miedzią i magnezem AlCu4Mg2. Obserwacje prowadzone w warunkach przemysłowych dowiodły, że ich trwałość jest niezadowalająca. W trakcie pracy wrzeciona, przemieszczająca się z prędkością rzędu 25÷35 m/min przędza, w wyniku miejscowego tarcia spowodowanego między innymi jej naciągiem w granicach 0,10÷0,30 N, a przede wszystkim jej przetrzymywaniem przez jeden z zębów nasadki, żłobi na szyjce okładziny głębokie i o znacznej szerokości rowki śrubowe **[L. 1]**, będące przyczyną zwiększonej liczby zrywów przędzy. Dlatego celem pracy była w szczególności ocena możliwości regeneracji w ten sposób zużytej szyjki okładziny wrzecion przez ich przetoczenie, a następnie nasadzenie na wcisk tulejki wykonanej z aluminium Al 99,5% lub ze stopu AlMg2 względnie stopu AlCu4Mg2 oraz poddanie operacji utleniania anodowego twardego.

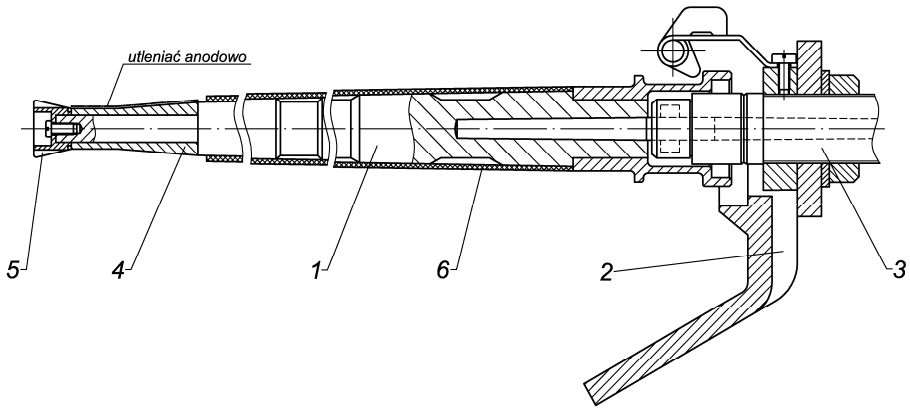
Przydatność różnych rodzajów stopów aluminium do utleniania anodowego twardego, ogólną charakterystykę procesów utleniania anodowe-

go oraz strukturę anodowych warstw tlenkowych przedstawiono w pracy **[L. 3].** Natomiast szczegółowe i wnikliwe badania warstw tlenkowych otrzymanych metodą utleniania anodowego twardego zawierają prace **[L. 2, 4–6].**

METODYKA I ZAKRES BADAŃ

Dokonano oceny wpływu utleniania anodowego twardego aluminium Al 99,5% i jego stopów: AlMg2 i AlCu4Mg2 na kompleksową strukturę geometryczną powierzchni (SGP) oraz kinetyczny współczynnik tarcia μ_k przędzy o te powierzchnie. Ponadto przeprowadzono badania rozkładu mikrotwardości w warstwie tlenkowej glinu Al_2O_3 w zależności od rodzaju podłoża. Badania realizowano na próbkach wykonanych z aluminium Al 99,5% i jego stopów: AlMg2 i AlCu4Mg2 o wymiarach $ø22^{+0,10}$×40 mm, toczonych i szlifowanych na chropowatość: R_a = = 0,16÷0,22 µm, R_q = 0,22÷0,30 µm, R_t = 0,82÷1,42 µm. Tak wykonane próbki poddano operacji utleniania anodowego twardego, a następnie operacji szlifowania papierem ściernym elektrokorundowym PS20 o wielkości ziarna 600 firmy Klingspor. W badaniach stosowano co najmniej 3-krotną liczbę powtórzeń.

Na **Rysunku 1** przedstawiono kompletne wrzeciono przędzarki obrączkowej PG-7A składające się z: pióra wrzeciona 1, hamulca 2, wkładu łożyskowego 3, tulejki 4 osadzonej na wcisk ze stopu AlCu4Mg2, nasadki (koronki) 5 oraz cewki 6, na którą nawijana jest przędza.



Rys. 1. Kompletne wrzeciono przędzarki obrączkowej PG-7A: 1 – pióro wrzeciona, 2 – hamulec, 3 – wkład łożyskowy, 4 – tulejka osadzona na wcisk wykonana ze stopu AlCu4Mg2, 5 – nasadka (koronka), 6 – cewka

Fig. 1. The spindle of the PG-7A spinning frame: 1 – spindle coating, 2 – brake, 3 – spindle bearing unit, 4 – sleeve witch negative allowance made of alloy AlCu4Mg2, 5 – spindle crown, 6 – bobbin

Zapis i pomiary parametrów struktury geometrycznej powierzchni: R_a, R_q, R_p, R_{pm}, R_v, R_t, R_{zISO}, R_k, R_{pk}, R_{vk}, Δ_a, Δ_q, S, S_m oraz promienia zaokrąglenia wierzchołków r przeprowadzono profilometrem Talysurf 6 firmy Rank Taylor Hobson **[L. 7÷10]**. Przy czym średni promień zaokrąglenia wierzchołków r wyznaczono na podstawie aproksymacji parabolicznej wierzchołków profilu. Spośród wszystkich miejscowych wzniesień filtrowanego profilu do oceny wybrano dziesięć maksymalnych, o typowym dla danego profilu kształcie, wykorzystując przy tym możliwość graficznej oceny jakości aproksymacji wybranych fragmentów profilu. Aproksymacja polegała na wyborze dziewięciu punktów leżących na wierzchołku profilu, jednym, będącym punktem maksymalnym na wierzchołku i po cztery z lewej i z prawej strony wierzchołka. Odległość pomiędzy punktami była równa krokowi dyskretyzacji, tj. 1 µm. Promień zaokrąglenia wierzchołka tej paraboli odpowiadał promieniowi zaokrąglenia wierzchołka nierówności profilu. Pomiary ww. parametrów chropowatości powierzchni na każdej z próbek wykonywano w trzech miejscach rozmieszczonych co 120º.

Określenie naciągu przędzy przy wejściu F_0 na próbkę o kształcie walca o wymiarach $ø22^{+0,10}$×40 mm i naciągu przędzy przy wyjściu F_1 oraz kinetycznego współczynnika tarcia μ_k przędzy, przeprowadzono na przyrządzie F-metr typ R-1182 firmy Rotschild, przy następujących warunkach: prędkość przewijania 30 m/min, kąt opasania 180º, obciążenie wstępne 0,50 N, czas pomiaru 60 s, głowica pomiarowa o zakresie do 100 G (0,98 N) [L. 11]. Użyta w czasie pomiaru przędza była mieszanką 30% elany i 70% wełny, powodującą w warunkach produkcyjnych bardzo intensywne zużycie szyjki okładziny wrzecion przędzalniczych. Charakteryzowała się ona następującymi parametrami (w nawiasie współczynniki zmienności): masa liniowa 96 mg/m, skręt T_s = 372 l/m (5,46%), siła zrywania F = 7,92 N (8,77%), wydłużenie λ = 21,84%, liczba zgrubień określona metodą organoleptyczną na długości 2000 mm – 2 oraz liczba pocienień na długości 2000 mm – 1.

Pomiary mikrotwardości przeprowadzono na zgładach skośnych, wykonanych pod kątem 1º30’ (0,026 rad), używając mikrotwardościomierza firmy Leitz Wetzlar (Niemcy), przy obciążeniu wgłębnika 0,490 N. Zdjęcia mikrostruktury warstwy wierzchniej wykonano przy zastosowaniu mikroskopu Neophot 32, stosując powiększenie 1000×, natomiast mikrofotografie powierzchni przy zastosowaniu elektronowego mikroskopu skaningowego Jeol JSM-5500LV, stosując powiększenie 400×.

Utlenianie anodowe twarde przeprowadzono w roztworze elektrolitu o składzie (wagowo): kwas siarkowy – 6%, kwas sulfosalicylowy – 3%, kwas mlekowy – 2%, gliceryna – 2%, siarczan glinu – 0,1%, resztę stanowiła woda destylowana. Mieszanie roztworu elektrolitu prowadzono sprężonym powietrzem. Warunki utleniania anodowego były następujące: prąd stały o napięciu 25÷60 V, gęstość prądowa 3 A/dm^2, temperatura elektrolitu około 6ºC, czas utleniania około 60 min. Przed utlenianiem anodowym szyjkę okładziny wrzeciona poddawano następującym operacjom: odtłuszczaniu w rozpuszczalniku organicznym (acetonie), trawieniu w 5% roztworze wodorotlenku sodu o temperaturze 30ºC przez okres 2 minut oraz płukaniu w wodzie.

WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Wpływ utleniania anodowego twardego na strukturę geometryczną powierzchni oraz kinetyczny współczynnik tarcia μ_k przędzy o te powierzchnie próbek z aluminium Al 99,5% i stopów: AlMg2 oraz AlCu4Mg2 przedstawiono w **Tabeli 1.**

Średnia chropowatość powierzchni określona średnią arytmetyczną rzędnych profilu R_a próbek z Al 99,5% utlenianych anodowo wyniosła R_a = 0,405 µm, natomiast próbek ze stopu AlMg2 – R_a = 0,844 µm, zaś powierzchni próbek ze stopu AlCu4Mg2 – R_a = 1,476 µm.

Jak wykazała analiza wyników przedstawionych w **Tabeli 1**, wartości większości parametrów struktury geometrycznej powierzchni (SGP) próbek ze stopu AlMg2 są większe około 1,11÷2,17 razy, zaś wartości parametrów SGP próbek ze stopu AlCu4Mg2 są większe około 1,67÷5,37 razy od analogicznych parametrów SGP próbek z aluminium Al 99,5%. Natomiast wartości średniej szerokości rowków elementów profilu chropowatości S_m, będące średnimi odległościami między wierzchołkami, są zbliżone dla badanych materiałów i nie rosną proporcjonalnie wraz z innymi parametrami SGP.

Średni promień zaokrąglenia wierzchołków nierówności r powierzchni uzyskanej po operacji utleniania anodowego Al 99,5% jest około 1,5 raza większy od średniego promienia zaokrąglenia wierzchołków nierówności powierzchni dla stopu AlMg2 oraz ponad 2,4 razy większy w stosunku do promienia zaokrąglenia nierówności powierzchni stopu AlCu4Mg2.

Tablica 1. Wyniki pomiarów parametrów struktury geometrycznej powierzchni (SGP) i kinetycznego współczynnika tarcia przędzy o te powierzchnie po utlenianiu anodowym twardym aluminium Al 99,5%, stopu AlMg2 i AlCu4Mg2 oraz szlifowaniu papierem ściernym elektrokorundowym PS20 o wielkości ziarna 600

Table 1. Results of measurements of surface parameters and coefficient of kinetic friction of yarn μ_k after hard anodizing Al 99,5% and alloys: AlMg2 and AlCu4Mg2 and P20 aloxite paper grinding of grain size of 600

Rodzaj obróbki powierzchniowej i wykończeniowej próbek	R_a µm	R_q µm	R_p µm	R_{pm} µm	R_v µm	R_t µm	R_{zISO} µm	R_k µm	R_{pk} µm	R_{vk} µm	Δ_a rad	Δ_q rad	S µm	S_m µm	r µm	μ_k
Utlenianie anodowe twarde Al 99,5%	0,405	0,515	1,155	0,934	1,532	2,688	2,006	1,295	0,428	0,979	0,035	0,048	16,16	78, 02	-0,140	0,210
Utlenianie anodowe twarde Al 99,5% oraz szlifowanie papierem ściernym PS20	0,248	0,319	0,755	0,494	1,035	1,790	1,358	0,592	0,261	0,580	0,030	0,039	8, 54	66, 66	-0,187	0,185
Utlenianie anodowe twarde stopu AlMg2	0,844	0,972	2,116	1,676	2,893	5,009	4,079	2,286	0,473	1,656	0,072	0,104	19, 25	76, 50	-0,096	0,242
Utlenianie anodowe twarde stopu AlMg2 oraz szlifowanie papierem ściernym PS20	0,314	0,422	1,433	0,791	2,160	3,593	2,047	0,820	0,282	0,568	0,038	0,056	14, 94	62, 28	-0,152	0,201
Utlenianie anodowe twarde stopu AlCu4Mg2	1,476	1,790	3,038	2,058	5,235	8,273	6,863	4,900	0,715	2,054	0,188	0,232	37, 84	85,39	-0,058	0,274
Utlenianie anodowe twarde stopu AlCu4Mg2 oraz szlifowanie papierem ściernym PS20	0,953	1,165	2,340	1,614	2,890	5,230	4,452	2,966	0,582	0,944	0,102	0,130	28, 35	68, 65	-0,088	0,253
Współczynnik korelacji R	0,9768	0,9732	0,9796	0,9902	0,9162	0,9477	0,9736	0,9631	0,9689	0,8449	0,9143	0,9317	0,9448	0,6725	0,9939	

Dlatego wartość kinetycznego współczynnika tarcia μ_k przędzy o powierzchnie utleniane anodowo z Al 99,5% jest wyraźnie mniejsza (o 0,032) niż przy współpracy z powierzchnią stopu AlMg2, natomiast znacznie mniejsza (o 0,064) niż przy współpracy powierzchnią stopu AlCu4Mg2.

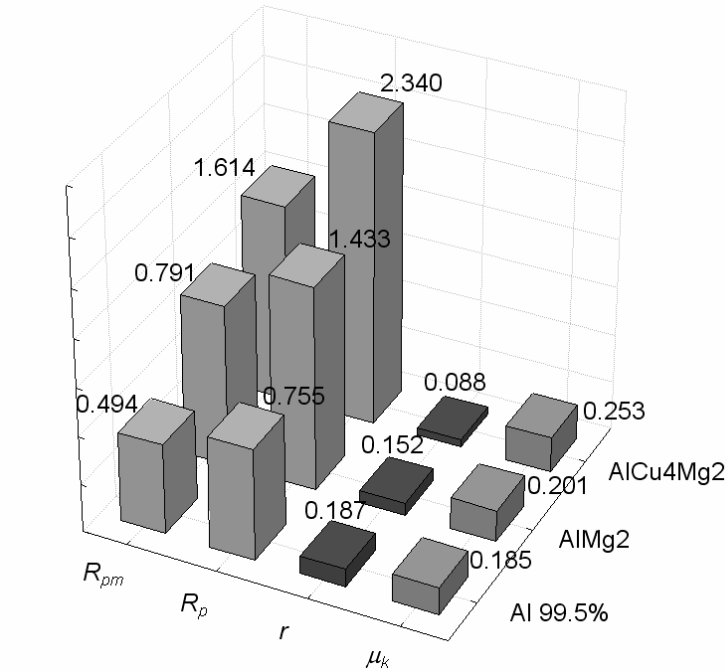
Zastosowanie, po procesie utleniania anodowego twardego, operacji szlifowania papierem ściernym elektrokorundowym PS20 o wielkości ziarna 600, dla badanych rodzajów podłoża, spowodowało wyraźne zmniejszenie wszystkich parametrów chropowatości z wyjątkiem promienia zaokrąglenia nierówności *r*, który uległ zwiększeniu.

Przy czym zmniejszenie tych parametrów SGP dla stopu AlMg2 było największe i dla niektórych z parametrów wyniosło dwa i więcej razy. Najmniejszą wartość kinetycznego współczynnika tarcia μ_k przędzy uzyskano dla powierzchni utlenianych anodowo z Al 99,5%, poddanych po tej operacji szlifowaniu papierem ściernym PS20 o wielkości ziarna 600, na chropowatość R_a = 0,248 µm, i wyniosła ona μ_k = 0,185. Natomiast największą wartość kinetycznego współczynnika tarcia μ_k przędzy uzyskano dla powierzchni utlenianych anodowo ze stopu AlCu4Mg2 (R_a = 1,476 µm) i wyniosła ona μ_k = 0,274.

Analiza parametrów SGP i kinetycznego współczynnika tarcia μ_k przędzy o te powierzchnie **(Tabela 1)** dowodzi, że dla następujących zmierzonych parametrów amplitudowych chropowatości powierzchni (R_a, R_q, R_p, R_{pm}, R_{zISO}, R_t), parametrów hybrydowych (Δ_a, Δ_q), parametru odległościowego *S* (średniego odstępu miejscowych wzniesień profilu *S*) oraz parametrów związanych z krzywą udziału materiału profilu (R_{pk}, R_k), jak również średniego promienia zaokrąglenia wierzchołków nierówności *r*, występuje następująca prawidłowość: **wzrost wartości tych parametrów i zmniejszenie promienia zaokrąglenia wierzchołków nierówności powierzchni *r* powoduje wzrost kinetycznego współczynnika tarcia przędzy μ_k i na odwrót.**

Wykonane obliczenia współczynnika korelacji *R* dla wszystkich parametrów przyjętych do oceny SGP utlenianych anodowo pozwoliły na stwierdzenie, że najlepiej z kinetycznym współczynnikiem tarcia μ_k przędzy korelują następujące parametry: R_{pm} (R = 0,9902), R_p (R = 0,9796) oraz promień zaokrąglenia wierzchołków nierówności powierzchni *r* (R = 0,9939), dla których to wartości współczynnika *R* są największe. Zatem do oceny SGP utlenianych anodowo, współpracujących z przędzą, proponuje się stosować następujące parametry: R_{pm}, R_p i *r*.

Na **Rysunku 2** przedstawiono w postaci wykresów słupkowych wartości wybranych parametrów struktury geometrycznej powierzchni (SGP) warstwy tlenkowej glinu Al_2O_3, a to: R_{pm}, R_p i r oraz wartości kinetycznego współczynnika tarcia μ_k przędzy zarówno dla aluminium Al 99,5%, jak i badanych stopów: AlMg2 i AlCu4Mg2.

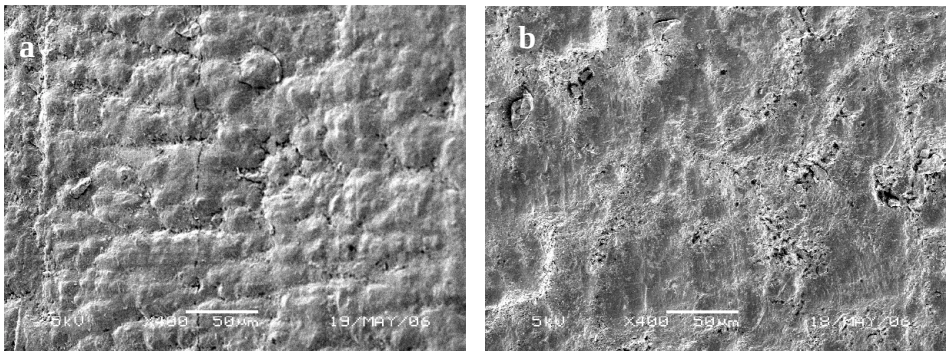


Rys. 2. Wartości wybranych parametrów struktury geometrycznej powierzchni oraz kinetycznego współczynnika tarcia μ_k przędzy warstwy tlenkowej Al_2O_3 na podłożu Al 99,9% oraz stopów: AlMg2 i AlCu4Mg2

Fig. 2. Values of surface parameters and coefficient of kinetic friction μ_k of yarn oxide layer Al_2O_3 on aluminum and alloys: AlMg2 and AlCu4Mg2

Ze względów czysto praktycznych polegających na tym, że aluminium Al 99,5% charakteryzuje się złą skrawalnością i wykonanie tulejek (**Rys. 1)** z żądaną dokładnością kształtowo-wymiarową nastręczało znaczne trudności, w dalszych rozważaniach ograniczono się tylko do stopów AlMg2 i AlCu4Mg2.

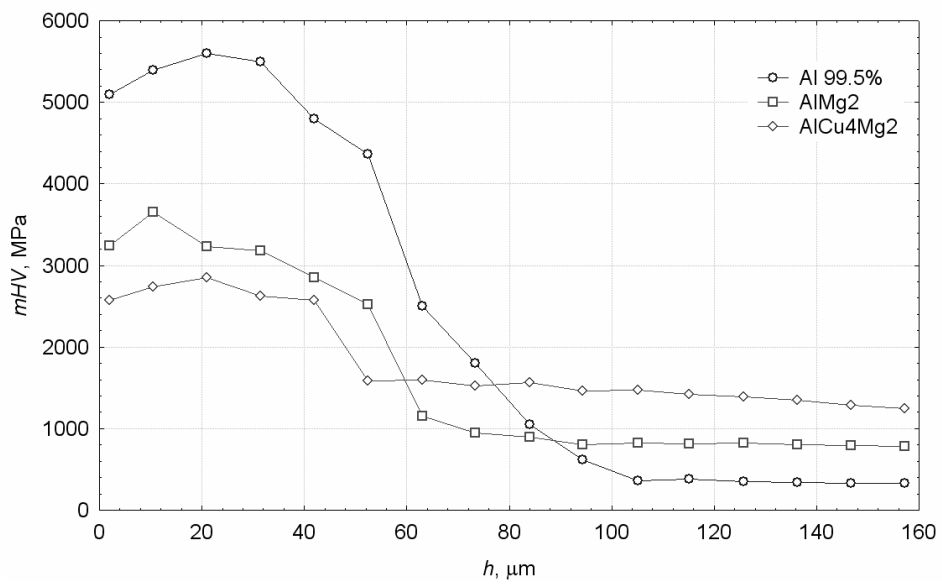
Na **Rysunku 3a** zamieszczono przykładową mikrofotografię powierzchni warstwy tlenkowej Al_2O_3 po utlenianiu anodowym twardym stopu AlMg2, natomiast na **Rysunku 3b** – mikrofotografię powierzchni warstwy tlenkowej Al_2O_3 po utlenianiu anodowym stopu AlCu4Mg2.



Rys. 3. Mikrofotografia powierzchni warstwy tlenkowej Al_2O_3: a – na podłożu stopu AlMg2; b – na podłożu stopu AlCu4Mg2 (pow. 400×)

Fig. 3. Microphotographs of surface oxide layer Al_2O_3: a – on alloy AlMg2; b – on alloy AlCu4Mg2 (magn. 400×)

Wpływ utleniania anodowego twardego aluminium Al 99,5% oraz stopów AlMg2 i AlCu4Mg2 na rozkład mikrotwardości w warstwie tlenkowej Al_2O_3 przedstawiono na **Rysunku 4.**

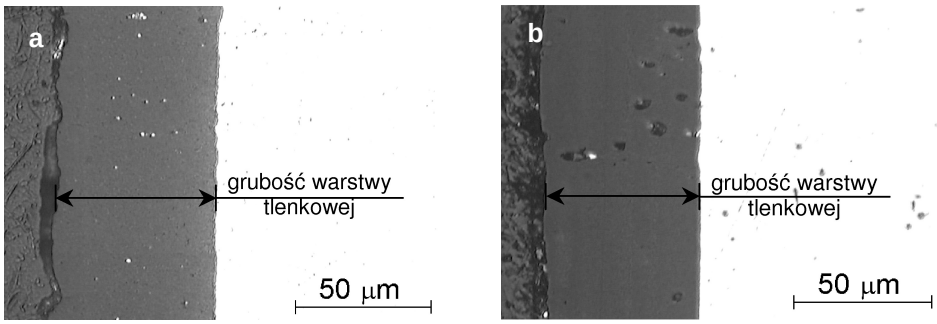


Rys. 4. Rozkłady mikrotwardości w warstwie tlenkowej Al_2O_3 w funkcji odległości od powierzchni dla Al 99,5% oraz stopów: AlMg2 i AlCu4Mg2

Fig. 4. Microhardness distribution depending on the distance from surface for Al 99,5% and alloys: AlMg2 and AlCu4Mg2

Maksymalna mikrotwardość po utlenianiu anodowym twardym wystąpiła w warstwie tlenkowej aluminium Al 99,5% na głębokości ok. 21 µm i wyniosła $\mu HV_{0,05}$ = 5590 MPa, natomiast w warstwie tlenkowej stopu AlMg2 maksymalna mikrotwardość wyniosła $\mu HV_{0,05}$ = 3650 MPa i wystąpiła na głębokości około 10 µm od powierzchni. Dla stopu AlCu4Mg2 maksymalna mikrotwardość wyniosła $\mu HV_{0,05}$ = 2850 MPa i wystąpiła na głębokości około 21 µm. Grubość warstwy tlenkowej glinu Al_2O_3 o twardości od 5590 do 710 MPa, w przypadku aluminium Al 99,5%, wyniosła około 94 µm, natomiast w przypadku stopu AlMg2 grubość warstwy tlenkowej o znacznie mniejszej twardości, tj. 3650÷1250 MPa wyniosła około 62 µm. W przypadku stopu AlCu4Mg2 grubość warstwy tlenkowej o twardości od 2850÷1590 MPa wyniosła około 52 µm.

Na **Rysunku 5** zamieszczono przykładowe mikrostruktury warstwy tlenkowej Al_2O_3 stopu AlMg2 oraz stopu AlCu4Mg2.



Rys. 5. Mikrostruktura warstwy tlenkowej Al_2O_3: a – na podłożu stopu AlMg2; b – na podłożu stopu AlCu4Mg2 (pow. 1000×)

Fig. 5. Microstructure of oxide layer Al_2O_3: a – on alloy AlMg2; b – on alloy AlCu4Mg2 (magn. 1000×)

Biorąc pod uwagę trzy kryteria oceny warstwy tlenkowej Al_2O_3: maksymalną mikrotwardość $\mu HV_{0,05}$, chropowatość powierzchni określoną parametrami R_{pm}, R_p i r oraz kinetyczny współczynnik tarcia μ_k przędzy, najlepsze właściwości warstwy tlenkowej glinu Al_2O_3 uzyskano w wyniku utleniania anodowego twardego aluminium Al 99,5%, a następnie operacji szlifowania papierem ściernym elektrokorundowym PS20 o wielkości ziarna 600.

Poważne trudności związane z uzyskaniem żądanej dokładności kształtowo-wymiarowej oraz chropowatości powierzchni tulejek zarówno z aluminium Al 99,5%, jak i ze stopu AlMg2 wymusiły zastosowanie do regeneracji szyjek okładzin wrzecion do przędzenia bezbalonowego stopu AlCu4Mg2, charakteryzującego się znacznie wyższymi właściwościami mechanicznymi i lepszą skrawalnością. Natomiast właściwości warstwy tlenkowej stopu AlCu4Mg2 wyraźnie odbiegały od odpowiadających właściwości warstwy tlenkowej – Al 99,5%. Jednak obserwacje w warunkach przemysłowych zachowania się wrzecion regenerowanych za pomocą tulejek wykonanych ze stopu AlCu4Mg2, a następnie utlenianych anodowo, potwierdziły ponadczterokrotny wzrost ich trwałości.

PODSUMOWANIE I WNIOSKI

1. Najmniejszą chropowatość powierzchni warstwy tlenkowej glinu Al_2O_3 po utlenianiu anodowym twardym uzyskano na podłożu aluminium Al 99,5% i wyniosła ona R_a = 0,405 μm, natomiast ponad dwukrotnie większą uzyskano na podłożu stopu AlMg2 – R_a = 0,844 μm. Największa chropowatość powierzchni warstwy tlenkowej wystąpiła na podłożu stopu AlCu4Mg2 i wyniosła R_a = 1,476 μm.
2. Największą mikrotwardość w warstwie przypowierzchniowej po utlenianiu anodowym twardym uzyskano dla Al 99,5% na głębokości około 21 μm i wyniosła ona $\mu HV_{0,05}$ = 5590 MPa. Największa mikrotwardość w warstwie tlenkowej stopu AlMg2 wystąpiła na głębokości około 10 μm i osiągnęła wartość znacznie mniejszą – $\mu HV_{0,05}$ = 3650 MPa. Natomiast mikrotwardość w warstwie tlenkowej stopu AlCu4Mg2 osiągnęła wartość największą na głębokości około 21 μm i była najmniejsza – $\mu HV_{0,05}$=2850 MPa.
3. Charakter przebiegu rozkładu mikrotwardości w warstwie tlenkowej dla Al 99,5%, jak i stopów: AlMg2 i AlCu4Mg2 jest podobny. Najpierw mikrotwardość rośnie i osiąga wartość największą w nieznacznej odległości od powierzchni. A następnie w miarę zbliżania się do podłoża mikrotwardość gwałtownie się zmniejsza i już w odległości około 50÷90 μm od powierzchni zewnętrznej warstwy tlenkowej osiąga wartość zbliżoną do twardości rdzenia.
4. Obliczenia współczynnika korelacji R dla wszystkich parametrów przyjętych do oceny SGP utlenianych anodowo twardo wykazały, że najlepiej z kinetycznym współczynnikiem tarcia μ_k przędzy korelują

następujące parametry: R_{pm} (R = 0,9902), R_p (R = 0,9796) oraz promień zaokrąglenia wierzchołków nierówności powierzchni r (R = 0,9939), dla których to wartości współczynnika R są największe. Zatem do oceny SGP utlenianych anodowo twardo, współpracujących z przędzą, proponuje się stosować następujące parametry: R_{pm}, R_p i r.

5. Biorąc pod uwagę trzy kryteria oceny warstwy tlenkowej glinu Al_2O_3, a to: maksymalną mikrotwardość $\mu HV_{0,05}$, wybrane parametry SGP (R_{pm}, R_p, r) oraz kinetyczny współczynnik tarcia μ_k przędzy, najlepsze właściwości warstwy tlenkowej po utlenianiu anodowym twardym uzyskano na podłożu aluminium Al 99,5%. Mimo bardzo korzystnych właściwości warstwy tlenkowej uzyskanej na podłożu Al 99,5% do regeneracji szyjki okładzin wrzecion do przędzenia bezbalonowego zastosowano tulejki wykonane ze stopu AlCu4Mg2 charakteryzujące się znacznie wyższymi właściwościami mechanicznymi, a przede wszystkim bardzo dobrą skrawalnością.
6. Obserwacje w warunkach przemysłowych zużywania się szyjek okładzin wrzecion regenerowanych za pomocą tulejek wykonanych ze stopu AlCu4Mg2, a następnie utlenianych anodowo, potwierdziły ponadczterokrotny wzrost ich trwałości.

LITERATURA

1. Płonka S.: Badania zużycia szyjki okładziny wrzecion do przędzenia bezbalonowego. Przegląd Włókienniczy, 58 (1996) 6 i 7, 25–28 i 25 i 26.
2. Bartosiewicz L., Tomassi P., Koźmińska D., Dmowski A.: Badania możliwości usprawnienia procesu anodowania twardego. Powłoki Ochronne, (1983) 4–5.
3. Tomassi P., Koźmińska D.: Powłoki tlenkowe na aluminium. Przegląd Mechaniczny, 45 (1986) 9, 16–18.
4. Tomassi P.: Warstwy kompozytowe tlenek glinu–metal otrzymywane metodą elektrochemiczną. Część I. Przegląd literatury. Inżynieria Powierzchni, (1999) 1, 10–16.
5. Tomassi P.: Warstwy kompozytowe tlenek glinu – metal otrzymywane metodą elektrochemiczną. Część II. Badania właściwości. Inżynieria Powierzchni, (1999) 3, 3–10.
6. Skoneczny W.: Kształtowanie właściwości warstw wierzchnich aluminium i jego stopów metodą anodowania twardego. Rozprawy Naukowe. Filia Politechniki Łódzkiej w Bielsku-Białej 2001.
7. Nowicki B.: Struktura geometryczna. Chropowatość i falistość powierzchni. WNT, Warszawa 1991.

8. Humienny Z., Osanna P. H., Tamre M., Weckenmann A., Blunt L., Jakubiec W.: Specyfikacje Geometrii Wyrobów (GPS). WNT, Warszawa 2004.
9. Pawlus P.: Topografia powierzchni (pomiar, analiza, oddziaływanie). Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, 2006.
10. PN-ISO 4287:1999. Specyfikacje geometrii wyrobów. Struktura geometryczna powierzchni: metoda profilowa. Terminy, definicje i parametry struktury geometrycznej powierzchni.
11. PN-81/P-04807. Metody badań wyrobów włókienniczych. Przędza i nici. Wyznaczanie siły tarcia i współczynnika tarcia.

Recenzent:
Jerzy SMOLIK

Summary

The paper presents the research results of influence hard anodic oxidation of aluminum Al 99,5% and its alloys: AlMg2, AlCu4Mg2 onto the geometrical structure of surface (SGP) as well as on to the kinetic friction of yarn μ_k for these surfaces. The research results of microhardness distribution in oxide coating Al_2O_3 are included. The value of correlation coefficient R for each of parameters taken to assess the SGP depending on kinetic friction of yarn μ_k is calculated. Basis of this calculation the parameters having the highest value of correlation coefficient R (e.g. R_{pm}, R_p, r) have been suggested for assessment the SGP of the workpieces after anodic oxidation.

Elżbieta HORSZCZARUK[*], Janusz KASPERKIEWICZ[**]

SURFACE MICROSTRUCTURE OF HIGH PERFORMANCE CONCRETE SUBMIT TO ABRASIVE WEAR

MIKROSTRUKTURA POWIERZCHNI BETONÓW WYSOKOWARTOŚCIOWYCH NARAŻONYCH NA ZUŻYCIE ABRAZYJNE

Key-words:

abrasion resistance, high performance concrete, microstructure, Vickers indentation

Słowa kluczowe:

odporność na ścieranie, beton wysokowartościowy, mikrostruktura, twardość Vickersa

Summary

The paper presents the results of the examinations of the abrasive resistance of the seven types of high performance concrete (HPC) with com-

[*] Katedra Konstrukcji Żelbetowych i Technologii Betonu, Wydział Budownictwa i Architektury, Politechnika Szczecińska, al. Piastów 50, 70-311 Szczecin, tel. (091) 449-49-00.

[**] Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, ul. Świętokrzyska 21, 00-049 Warszawa, tel. (002) 826-12-81 w. 310.

pressive strength of 75÷115 MPa. The abrasion resistance of concrete was evaluated according to "underwater method" (ASTM C 1138). In the analysis of the microstructure of concrete applied were Vickers microhardness measurements and SEM photography on abraded of HPC samples.

INTRODUCTION

The abrasive wear due to action of solid particles is commonly observed in certain concrete constructions. The problem can be encountered in hydraulic structures, bridge piers and road pavements, where the abrasive wear is caused by loose, dry or wet particles of hardness higher than that of the abraded material. The particles are transported by moving fluids or air. The concrete wear caused by the erosion and cavitation with addition of corrosive effects of the environment (like chloride corrosion or sulfur corrosion) may result in extensive damages in all the constructions mentioned above.

The issue of protecting concrete constructions against the chemical corrosion since many years is a subject of research in various laboratories. But in most cases the main reason of a devastation (or even necessity to shut down) of a construction is the concrete wear caused by erosion or cavitation which are studied less than the corrosion processes which naturally speed up the degradation, especially in case of RC, SFRC or prestressed concrete structures. The cavitation phenomenon and erosion by solid particles delivered as a suspension is exploited in high speed waterjet technique and was described in studies **[L. 1–5]**.

The abrasive wear of concrete caused by the abrasive erosion in a low speed is not well described yet. The structure of the concrete has a special properties without equivalent in metals for example therefore constructing a model of concrete wear caused by the abrasion (even omitting the corrosive influence of the environment) is very complicated. The attempts to characterize the abrasive wear of the ordinary concrete in dependency of its mechanical properties were presented in papers **[L. 6–8]**.

The high performance concrete (HPC) is now more often used for repairs and new constructions. They have higher compression strength (over 60 MPa) and increased resistance to the corrosive influence of the environment **[L. 9–10]**. Both basic qualities of HPC (strength and resistance) are usually convergent because agents used to acquire high strength of concrete simultaneously favour high durability. But not always using the specific agent or admixture for the HPC gives us higher resistance to abrasion **[L. 11–12]**.

The target of the present investigations was explanation of the abrasive wear mechanism of the selected HPC using a microstructural analysis of such concrete in which the surface was subjected to abrasive wear by underwater method. The composition of some concrete mixes was modified by addition of fibers that improve tensile strength and resistance to dynamic loads. The standard tests and the microstructural analysis described below have shown however, that modification by steel fibers did not increase the abrasive resistance of HPC. In the microhardness observations the depth-sensing indentation testing method was applied, (DSI), which is shortly described in what follows.

MATERIALS AND EXPERIMENTAL METHODS

Materials

Seven types of concrete made with two types of cement: Portland CEM I 52,5R and blast furnace CEM IIIA 42,5N were used for the tests. The compositions of all the concretes is shown in **Tab. 1**. All mixes were prepared with basalt aggregate of specific gravity 3030 kg/m^3 and with maximum grain size of 8 mm or 16 mm, and with rinsed river sand of maximum graining up to 2 mm and bulk density of 2640 kg/m^3. Silica fume was added in all the mixes in quantity of 10% mass of the cement.

Concretes C3÷C6 were made using two kinds of steel fiber ME Fasersysteme: ME 30/50 and ME 50/1.00. These fibers are commonly used in concrete constructions working under dynamic load. The concrete C7 composition was modified with PP fiber Fibermesh type, fibrillated and of length 19 mm.

Table 1. Mixture proportioning
Tabela 1. Skład mieszanek betonowych

Type of mix	C1	C2	C3	C4	C5	C6	C7
Type of cement	CEM I 52.5R	CEM III/A 42.5N	CEM III/A 42.5N	CEM III/A 42,5N	CEM I 52,5R	CEM I 52,5R	CEM I 52,5R
Cement (kg/m^3)	470	470	470	470	450	450	450
Water (l/m^3)	135	135	135	135	135	135	135
Silica fume (kg/m^3)	47	47	47	47	45	45	45
W/CM	0.26	0.26	0.26	0.26	0.27	0.27	0.27
Superplasticizer (% mass of cement)	2	1,5	1,5	1,5	1	1	2
Sand (kg/m^3)	1007	1007	1007	1007	630	630	630
Basalt (kg/m^3)	1006	1006	1006	1006	1279	1279	1279
Steel fibers (kg/m^3)	—	—	70*	70**	70*	70**	—
PP fibers (kg/m^3)	—	—	—	—	—	—	1,8
* Steel fibers ME 30/50, ** Steel fibers ME50/1.00							

Abrasion test

The abrasion tests of HPC under abrasive erosion were conducted using the ASTM C 1138 method **[L. 13],** so-called "underwater method". Cylindrical specimens of 100 ± 13 mm height and 300 mm diameter were put (with examined surface facing upwards) into a steel tube container of a 305 ± 6 mm diameter and 450 ± 25 mm height. A pillar drill worked as a rotating device turning the mixer arm with 1200 ± 100 rpm. 70 balls of chromium steel of a 0.5", 0.75 and 1.0" diameter worked as an abradant. The balls were weighted, placed on a specimens' surface and flooded up to a 165 ± 5 mm level. The time of the test was elongated from 48 hours prescribed in the norm **[L. 13]** to 120 hours. After every abrasion cycle (12 or 24 hours) every specimen was rinsed, dried and weighted. To determine the abrasion wear the mean value of mass decrement of every specimens series was calculated after the end of each time interval. For every concrete examined in the test three specimens were made. For one type of concrete examined in this test were three specimens, which after demoulding were initially kept in water until moment of the abrasion test.

Microhardness test

In a microhardness examinations a procedure utilizing the depth-sensing indentation (DSI) testing method was used. The method is based on the micro-hardness testing concept, which is common for evaluation of the quality of the engineering materials, particularly metals. The mechanical loading system used for DSI testing involves pus pushing an indenter down into the specimen while measuring force and displacement continuously. A testing technique was set using a Lloyd EZ 50 testing machine suitably equipped to hold the specimen and to perform proper measurements. Load measurements were taken using a high-precision load cell (the capacity of 50 N at an accuracy better then 0.5% of applied load). Application of the DSI method for testing of hardened cement paste were presented in papers **[L. 14÷16].**

For examination samples of the material were cut from the specimens that passed the abrasion tests, prepared in form of plates of dimensions 90×90×20 mm. One surface of the plate was polished with silicon powders, to obtain the quality of the surface comparable to that required in case of the air-voids distribution analysis, **[L. 17]**. Out of the plates prisms about 90×20×20 mm have been sawn for the indentation experi-

ments. The DSI tests were performed up to the indentation load P = 45 N. Because of the high inhomogeneity of the material at the meso level, the procedure of indentation tests is performed at a randomly selected set of 52 points. Only after recording of the micro-hardness measurements, (52 sets of *P-h* recordings, plus accompanying AE signals), the indents have been identified and classified by visual inspection in a stereoscopic microscope at 30× to 100× magnification.

The vertical displacement of the indenter (*h*) was recorded with accuracy of 0.1 μm. The results concerning the imprints located in a section of an aggregate grain or those located in the area or too close to an obvious air void were disregarded. The classification was assisted by the form o the *P-h* diagram: there was a clear differentiation of the indentation energies in the three cases, cf. **Fig. 1.**

From the remaining results a mean value of Vickers hardness was determined to be attributed to the examined concrete mix. The standard Vickers indenter has a tip in a form of diamond pyramid, with the angle between the opposite faces φ = 136º.

The Vickers hardness (HV) in MPa units is calculated as:

$$HV = \frac{2P\sin\left(\frac{\varphi}{2}\right)}{D^2} = 1.8544\frac{P}{D^2} \tag{1}$$

where: P – indentation load (N), D – mean diagonal of indentation (mm) and φ = 136º .

The diagonal D for the Vickers indenter the angle φ = 136º was determined as:

$$D \cong 7.006h \tag{2}$$

where: h – depth of indentation (mm).

With the indentation load of *P*=45 N applied in all the tests, the Vickers micro-hardness index was calculated as:

$$HV \cong \frac{1.7027}{h^2} \tag{3}$$

Independent of the above measurements the microstructure in all the concretes submitted to the abrasion tests were examined using a scanning electron microscope (SEM). Typical results are shown in what follows.

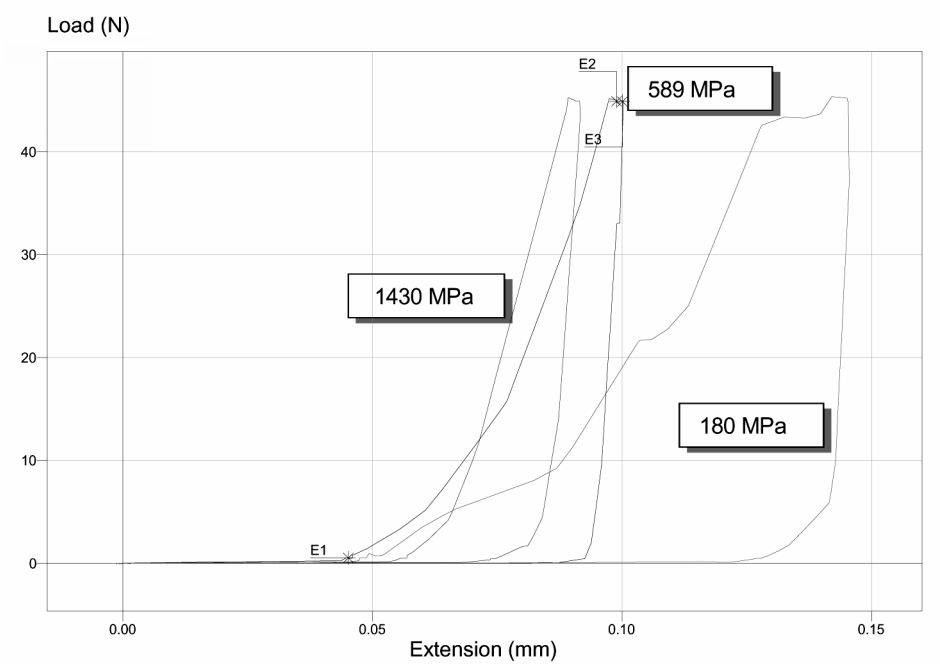


Fig. 1. Examples of load versus indentation depth diagrams obtained during DSI tests on hardened concrete: indentation in aggregate grain area (HV=1430 MPa), in cement paste matrix area (HV=589 MPa) and in air void or pore area (HV=180 MPa)

Rys. 1. Przykładowe wyniki prób wgłębiania stwardniałego betonu uzyskane metodą DSI: wgniecenie w obszarze ziarna kruszywa (HV=1430 MPa), obszar matrycy cementowej (HV=589 MPa) i obszar pustki powietrznej (HV=180 MPa)

Test results and discussion

The degree of wear on the specimens due to abrasive erosion was characterized by a percentage decrement of mass of the specimens and the corresponding mean depth of wear determined by weighing the specimens on a hydrostatic scale. **Fig. 2** shows the development of the abrasion process in time. The corresponding numerical results are shown in **Tab. 2.**

Analyzing the results of the measurements of the actual depth of the caverns from the abrasion wear it was found that the mean values of decrement determined using the underwater method were defined with sufficient accuracy (+/- 1mm for 120 hours of abrasion). The results of microhardness measurement using the Vickers method are shown on **Fig. 3** and **Fig. 4.**

Table 2. Test results
Tabela 2. Wyniki badań

Type of mix	C1	C2	C3	C4	C5	C6	C7
Compressive strength (MPa)	95.8	74.2	76.4	91.6	91.8	115.8	98.2
Mean depth of wear (mm)	3.96	9.21	8.48	7.92	2.89	3.27	2.71
HV (MPa) -mean value	1306	762	740	717	639	810	1242

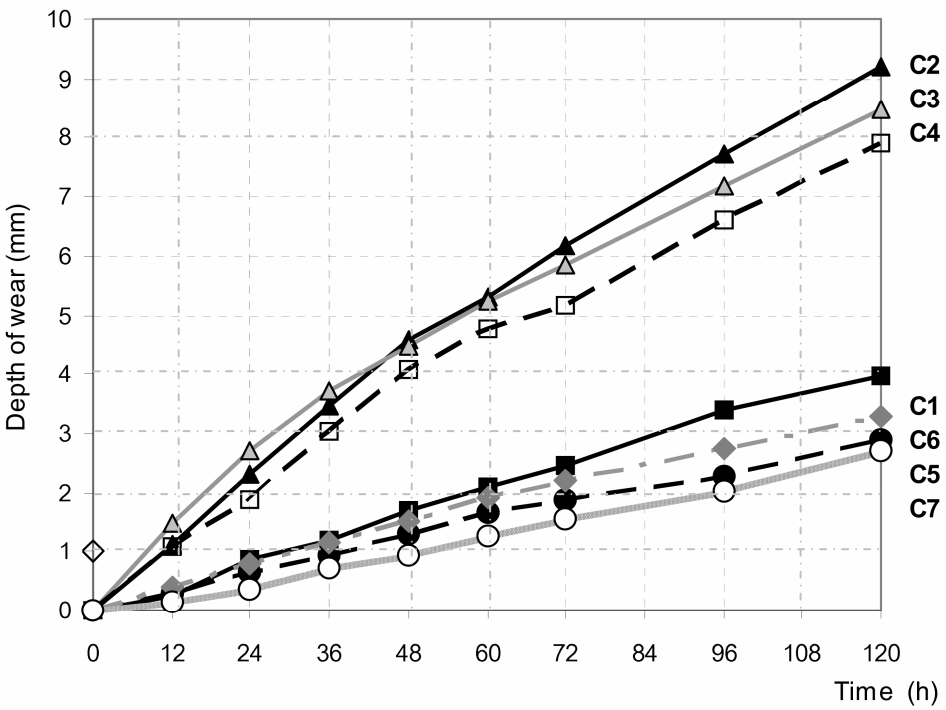


Fig. 2. Abrasive wear of the examined HPC
Rys. 2. Zużycie ścierne badanych betonów wysokowartościowych

No distinct correlation was found between concrete's micro-hardness and its compression strength. Analyzing the results of micro-hardness measurement in a function of depth of the caverns no relation between these values was found also.

For the specimens made with blast-furnace cement (C2-C4) the values of HV were significantly lower than for the specimens made with

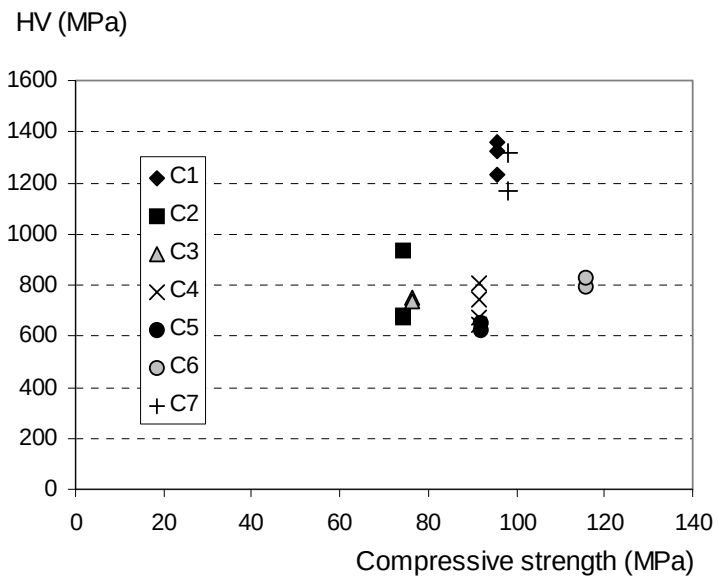


Fig. 3. Evolution of Vickers hardness (HV) as a function of the compressive strength
Rys. 3. Mikrotwardość Vickersa (HV) w funkcji wytrzymałości na ściskanie

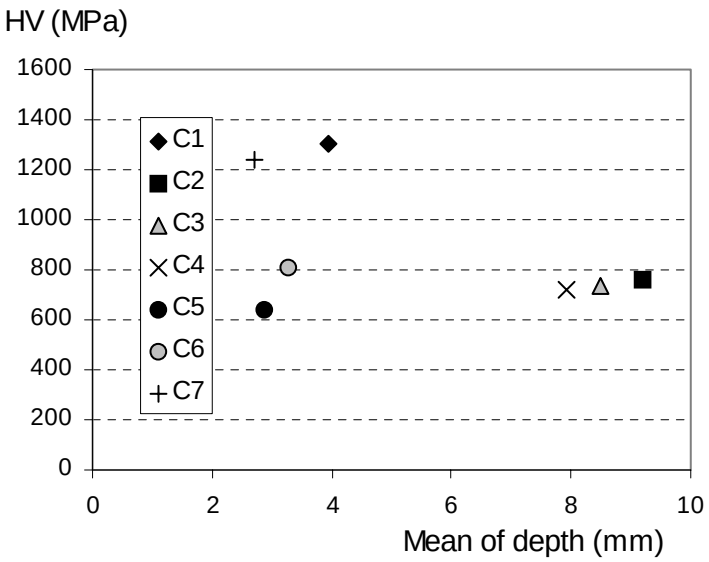


Fig. 4. Evolution of Vickers hardness (HV) at depth of wear for HPC
Rys. 4. Mikrotwardość Vickersa (HV) w funkcji głębokości zużycia betonów wysokowartościowych

Portland cement. Specimens C2-C4 have also much lower abrasion resistance (higher values of the depth of caverns) that specimens made with Portland cement. Differences observed in the examinations **(Fig. 3)** show high dispersion of the measured HV. The obtained results were highly influenced by high inhomogeneity of the specimens (high air entrainment in concrete caused by superplasticizer), thick aggregate occurrence and the number of imprints applied to the single microsection should be increased. All the measurements are preliminary and the rational conditions of similar tests are still experimental. Clear dependencies between Vickers indentation and w/c ratio were obtained for the cement paste **[L. 14÷÷16]**. In case of composite concretes interesting results were acquired determining the dependence between Vickers indentation and Young's modulus **[L. 18]**. Because of thick aggregate occurrence and additives such as steel fiber it seems to be legitimate to limit the examinations of the HPC microhardness to cement paste or mortar.

Fig. 5 to **Fig.10** show selected results from the microscopic examinations of the specimens' surface after 120 hours of abrasion (underwater method).A quite good aggregate-mould adhesion was found, there were no fractures at the grain-grout contact boundary **(Fig. 5–7)**. As an effect of impact of the steel balls - working as a abradant in the underwater method - the aggregate grains were fractured along the planes of cleavage **(Fig. 6)**, and in case of the matrix with high microhardness (concrete C7: HV=1200 MPa, f_c = 98.23 MPa) the aggregate was less resistant than the matrix - the fractures going through the aggregate grain certify that **(Fig.7)**.

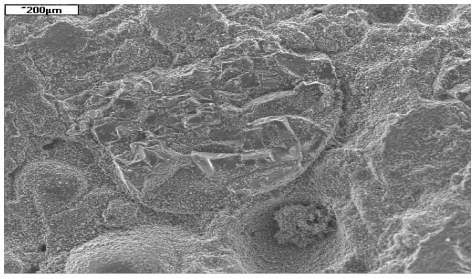


Fig. 5. Concrete C6: transition zone of aggregate -cement matrix

Rys. 5. Beton C6: warstwa kontaktowa kruszywo–matryca cementowa

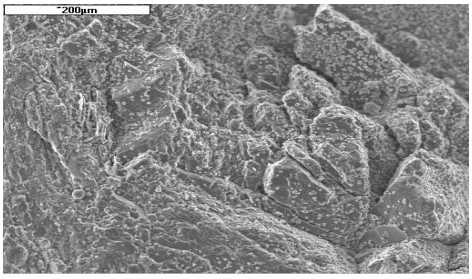


Fig. 6. Concrete C1: visible cleavage cracking of aggregate grain

Rys. 6. Beton C1: widoczne spękane ziarno kruszywa

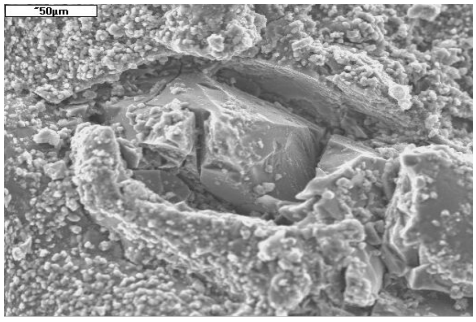


Fig. 7. Concrete C7: SEM on the interface between aggregate and matrix

Rys. 7. Beton C7: SEM warstwy przejściowej kruszywo i matryca cementowa

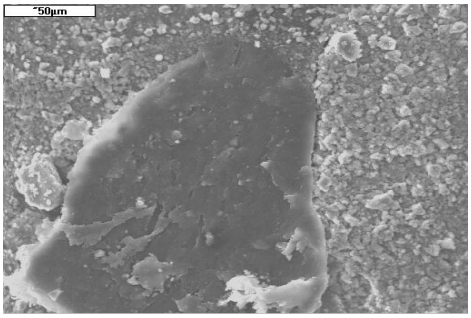


Fig. 8. Concrete C7: SEM on the interface between PP fiber and matrix

Rys. 8. Próbka C7: SEM warstwy przejściowej włókno polipropylenowe i matryca

Polypropylene fibers show a very good collaboration with the cement matrix **(Fig. 8)**, no significantly visible contact zone rich in portlandite **(Fig. 9)**, and the concrete reinforced with it shows higher abrasion resistance.

Steel fiber is very susceptible to plastic strain caused by the abradant, show a very small adhesion and are extracted from the matrix **(Fig. 10)**.

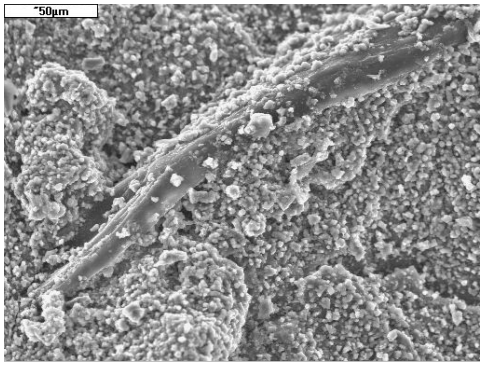


Fig. 9. Concrete C7: SEM of PP fiber and cement matrix

Rys. 9. Beton C7: SEM włókno polipropylenowe i matryca cementowa

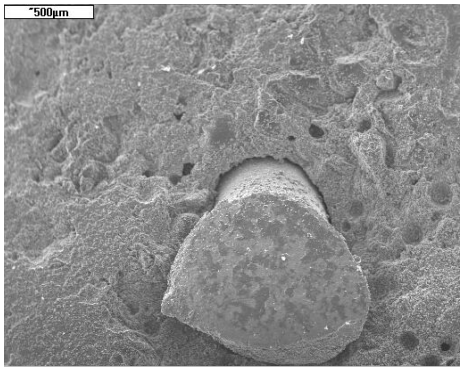


Fig. 10. Concrete C5: SEM on the interface between steel fiber and matrix

Rys. 10. Beton C5: SEM warstwy przejściowej włókno stalowe i matryca cementowa

4. CONCLUDING REMARKS

Typical steel fibers were used for the examined concrete - the same that are commonly used in constructions under dynamic load (steel fibers ME 50/1.00) and in mixes of gunite for repairs of hydraulic constructions (steel fibers ME 30/50). No influence of steel fibre on the HPC's abrasive resistance was found..

The polypropylene fibers show a very good adhesion to a concrete's matrix and they improve the resistance to abrasion of the examined concrete. No dependency between microhardness and the amount of abrasive wear of concrete were found. The aggregate had the biggest influence on the microhardness of the specimens. 52 indentations were made for every microhardness test in this examinations. The number of indentations used for determining the mean value VH was between 15 and 39. Other results were rejected because of the aggregate influence and air caverns. All the measurements are of introductory character and the efficient conditions of the similar microhardness tests are still in experimental stage. It seems purposeful to increase the indentations number to a hundred for example, to obtain higher repeatability of measurements of the microhardness.

The research has been supported by science project of the Ministry of Education and Science No. 5 T07E 019 24.

REFERENCES

1. ACI 210R-93. Erosion of concrete in hydraulic structures. Contents-Concrete Repair Manual Second Edition, Farmington Hills: ACI, 2003. Vol. 2. pp. 1955-1978.
2. Momber A.W.: Cavitation erosion of materials for hydraulic structures, Bautechnik, Vol. 81, No 10, 2004, pp. 819–824.
3. Momber A.W., Kovacevic R.: Hydro-abrasive erosion of refractory ceramics. Journal of Materials Science, Vol. 83, 2003, pp. 2861–2874.
4. Goretta K.C. et al.: Solid-particle erosion of Portland cement and concrete. Wear, Vol. 224, 1999, pp. 106–112.
5. Hu X.G., Momber A.W., Yin Y.G.: Hydro-abrasive erosion of steel-fibre reinforced hydraulic concrete, Wear, Vol. 253, 2002, pp. 848–854.
6. Liu T.C.: Abrasion resistance of concrete. ACI Materials Journal, Vol. 78,1981, pp. 341–350.

7. Bania A.: Bestimmung des Abriebs und der Erosion von Betonen mittels eines Gesteinsstoff-Wassergemisches. Ph.D. Thesis,TH Wismar, 1989.
8. Horszczaruk E.: The model of abrasive wear of concrete in hydraulic structures, Wear, Vol. 256, 2004, pp. 787–796.
9. McDonald J.E.: Evaluation of materials for repair of erosion damage in hydraulic structures. Proceedings Fifth International Conference CANMET/ACI on Durability of Concrete. Spain: Barcelona, 2000, SP-192, vol.2, p. 887–898.
10. Naik T.R:, Singh S.S:, Hossain M.M.: Abrasion resistance of high-strength concrete made with class C fly ash, ACI Materials Journal, Vol. 92, 1995, pp. 649–659.
11. Sonebi M., Khayat K.H.: Testing abrasion resistance of high-strength concrete, Cement , Concrete, and Aggregates. Vol. 23, 2001, pp. 34–43.
12. Horszczaruk E.: Abrasion resistance of high-strength concrete in hydraulic structures. Wear, Vol. 259, 2005, pp. 62–69.
13. ASTM C 1138-97, Standard Test Method for Abrasion Resistance of Concrete (Underwater Method). Annual Books of ASTM Standards, Vol. 04.02 - Concrete and Aggregates, West Conshohocken ASTM, 2004, pp. 625–628.
14. Brandt A.M., Kasperkiewicz J.: Diagnosis of concretes and high performance concrete by structural analysis. Institute of Fundamental Technological Research PAS, Warsaw, 2003.
15. Glinicki A.M., Zielinski M.: Depth-sensing indentation method for evaluation of efficiency of secondary cementitious materials. Cement and Concrete. Research, Vol. 34, 2004; pp. 721–724.
16. Kasperkiewicz J.: On a possibility of structure identification by microindentation and acoustic emission. 2nd International Symposium on Nanotechnology in Construction, Bilbao, Spain, 13–16 November 2005.
17. Załocha D., Kasperkiewicz J.: Image analysis in evaluation of air-voids structure in airentrained concrete, (in Polish). Drogi i Mosty, 2/2002, 107–118.
18. Soraru G.D., Tassone P.: Mechanical durability of a polymer concrete: a Vickers indentation study of the strength degradation process. Construction and Building Material, Vol. 18, 2004; pp. 561–566.

Recenzent:
Jan SENATORSKI

Streszczenie

Betony wysokowartościowe (BWW) są coraz częściej stosowane w konstrukcjach narażonych na erozję abrazyjną, np. w konstrukcjach hydrotechnicznych czy filarach mostów. W pracy przedstawiono wyniki badań odporności na zużycie ścierne siedmiu betonów wysokowartościowych, których skład modyfikowany był dodatkami włókien: stalowych i polipropylenowych. Na podstawie badań mikrostrukturalnych powierzchni próbek betonowych, które wcześniej poddane były zużyciu ściernemu, dokonano analizy wpływu zastosowanych włókien na odporność na zużycie ścierne badanych betonów. Badania mikrotwardości wykonano z zastosowaniem metody DSI oznaczając twardość Vickersa matrycy cementowej. Wykonano również badania mikrostruktury warstwy powierzchniowej próbek betonowych za pomocą mikroskopu skaningowego.

Ewa PAWELEC[*], Jolanta DRABIK[*]

MOŻLIWOŚĆ ZASTOSOWANIA NIETOKSYCZNYCH OLEJÓW DO SMAROWANIA ŁOŻYSK TOCZNYCH I ŚLIZGOWYCH

THE POSSIBILITY OF APPLICATION OF NON-TOXIC OILS FOR LUBRICATING THE ROLLING AND SLIDING BEARINGS

Słowa kluczowe

powierzchniowa trwałość zmęczeniowa, zacieranie, zużycie, nietoksyczne oleje

Key-words

rolling contact fatigue, coatings scuffing, wear, non-toxic oils

Streszczenie

W artykule zaprezentowano wyniki badania wpływu wybranych olejów, stosowanych powszechnie poza techniką smarowniczą, na powierzchniową trwałość zmęczeniową i odporność na zużycie łożysk tocznych i ślizgowych. Przedmiotem badań były nietoksyczne oleje roślinne o szerokim spektrum spożywczego stosowania i głęboko rafinowany olej mi-

[*] Instytut Technologii Eksploatacji – PIB, ul. Pułaskiego 6/10, 26-600 Radom, tel. (048) 364-39-03.

neralny, posiadający dopuszczenie do farmaceutycznego stosowania. Ze względu na poszukiwanie nowych obszarów zastosowań dla wymienionych grup olejów, przeprowadzono badanie ich właściwości pod kątem skuteczności stosowania w łożyskach tocznych i ślizgowych pracujących w warunkach stałych i zmiennych wymuszeń tribologicznych. Badania właściwości przeciwzużyciowych i przeciwzatarciowych wykonano na testerze T-02, zaś odporność na powierzchniowe zużycie zmęczeniowe na testerze T-03.

Stwierdzono, że oleje o większej zawartości nienasyconych kwasów tłuszczowych zapewniają skuteczniejszą ochronę przed zacieraniem i zużywaniem, natomiast mniejszą odporność na powierzchniowe zużycie zmęczeniowe.

WPROWADZENIE

Uwarunkowania ekonomiczne i społeczne decydują w głównej mierze o poszukiwaniu nowych surowców do komponowania środków smarowych.

Rosnące zapotrzebowanie na wysokojakościowe produkty o charakterze nietoksycznym sprawia, że zakres poszukiwania komponentów rozszerza się poza obszar produktów ropopochodnych. Coraz więcej uwagi poświęca się odnawialnym surowcom zarówno ze względu na ich ciągłą dostępność pozwalającą na uniezależnienie się od istniejących zasobów ropy naftowej, jak również na możliwość kształtowania ich właściwości użytkowych poprzez modyfikacje genetyczne **[L. 1, 2]**.

Dobór środków smarowych jest uzależniony od warunków pracy smarowanego węzła tarcia i jest podyktowany zarówno wymaganiami konstrukcyjnymi, jak również energochłonnością, a co za tym idzie mniejszą uciążliwością dla ekosystemu. Znajomość właściwości fizykochemicznych i tribologicznych olejów pozwala na wyznaczenie obszarów ich potencjalnych zastosowań.

Do badań tribologicznych wybrano oleje o zróżnicowanych charakterystykach lepkościowo-temperaturowych i poddano je badaniu w warunkach zmiennych prędkości i obciążeń. Oceniono ich odporność na zacieranie i zużycie, a także odporność na trwałość zmęczeniową węzłów tarcia pracujących w kontakcie z badanymi olejami. Ze względu na wzrost temperatury środka smarowego w węźle tarcia, z szeregu parametrów fizykochemicznych, przeanalizowano wpływ wskaźnika lepkości na

przebieg charakterystyk tribologicznych badanych olejów. Wskaźnik lepkości – WL jest bezwymiarową wielkością, charakteryzującą zmiany lepkości ze zmianami temperatury, stanowi istotne kryterium oceny przydatności eksploatacyjnej olejów. Im wyższa wartość wskaźnika WL, tym lepkość oleju jest mniej zależna od zmiany temperatury.

Wybrane do badań oleje różnią się zawartością wielonienasyconych kwasów tłuszczowych, a co za tym idzie różną odpornością na działanie czynników utleniających i odmiennym poziomem właściwości fizykochemicznych. W oleju słonecznikowym dominują kwasy linolowe, zaś w oleju rzepakowym kwasy oleinowe **[L. 2]**. Natomiast właściwości olejów parafinowych są zdeterminowane strukturą węglowodorową, którą tworzą trzy podstawowe grupy związków węglowodorowych o zróżnicowanej liczbie atomów węgla, rozgałęzień łańcucha, pierścieni naftenowych lub aromatycznych i innych połączeń chemicznych. Wybrany do badań olej biały o czystości farmaceutycznej praktycznie nie zawiera związków aromatycznych. Jego szczególną zaletą jest bardzo niska reaktywność, wysoka odporność na utlenianie oraz na degradację termiczną.

Poszukiwanie nowych obszarów zastosowań dla wybranej grupy olejów wymagało kompleksowej oceny możliwości ich stosowania w łożyskach tocznych i ślizgowych o zróżnicowanych warunkach pracy **[L. 5]**. W łożysku tocznym zbadano wpływ olejów na powierzchniowe zużycie zmęczeniowe spowodowane cyklicznym oddziaływaniem naprężeń kontaktowych, powstających w warstwach wierzchnich elementów smarowanych podczas toczenia lub toczenia z poślizgiem **[L. 3]**.

Wpływ wybranych olejów na przebieg procesów zużycia i zacierania oceniono na podstawie testów w warunkach stałych prędkości i obciążeń węzła tarcia, jak również przy liniowo narastającym obciążeniu **[L. 4]**.

PRZEDMIOT I METODYKA BADAŃ

Przedmiotem badań były oleje roślinne o zróżnicowanej zawartości i składzie kwasów tłuszczowych **(Tab. 1)** oraz odmiennych właściwościach lepkościowo-temperaturowych. Jako olej mineralny wybrano głęboko rafinowany olej parafinowy (P) o czystości farmaceutycznej, znacznie różniący się lepkością i stabilnością lepkościowo-temperaturową w porównaniu z olejami roślinnymi.

Z grupy olejów roślinnych wybrano rafinowany olej rzepakowy (R) I rafinowany olej słonecznikowy (S).

Tabela 1. Zawartość kwasów tłuszczowych w olejach naturalnych wg [2]
Table 1. Contents fatty acids in natural oils

NAZWA OLEJU	KWASY TŁUSZCZOWE NASYCONE		KWASY TŁUSZCZOWE NIENASYCONE			
	C_4 - C_{14} [%]	C_{16} - C_{20} [%]	kwas oleinowy [%]	kwas linolowy [%]	kwas linolenowy [%]	inne [%]
Rzepakowy	1÷2	**2÷4**	**20÷39**	**11÷25**	**1÷4**	**45÷50 kwas erukowy**
Słonecznikowy	**–**	**7÷9**	**33÷39**	**46÷57**	**–**	**–**

Z szerokiego spektrum parametrów oceniających właściwości fizykochemiczne olejów roślinnych wybrano badania, których wynik determinuje ich przydatność w technice smarowniczej.

Wymuszenia tribologiczne, jakim poddawane są oleje smarowe w węźle tarcia i szeroki zakres generowanych temperatur zadecydowały, że wyznaczono ich charakterystyki lepkościowo-temperaturowe. W tym celu wykonano pomiar lepkości kinematycznej w 40°C i 100°C i wyznaczono wartość wskaźnika lepkości (WL).

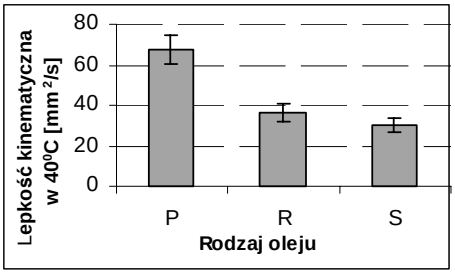
Właściwości tribologiczne zbadano z zastosowaniem czterokulowego skojarzenia trącego. Skuteczność przeciwzużyciową oceniono prowadząc godzinny test pod obciążeniem 40 kG przy prędkości obrotowej wrzeciona 500 obr/min. Po zakończeniu eksperymentu dokonywano pomiaru średnicy śladu zużycia powstałej na powierzchni nieruchomych kul 4-kulowego węzła tarcia.

Właściwości przeciwzatarciowe wyznaczono prowadząc test w warunkach liniowego wzrostu obciążenia węzła tarcia **[L. 4]**. Badania wykonano przy zachowaniu następujących warunków pomiaru: obciążenie początkowe 0 N, prędkość narastania obciążenia 409 N/s, prędkość obrotowa wrzeciona 500 obr/min. W wyniku przeprowadzonych testów wyznaczono wartość obciążenia zacierającego (P_t) i obciążenia powodującego zatarcie węzła tarcia (P_{oz}). Po zakończeniu testu zdemontowano węzeł tarcia i z wykorzystaniem mikroskopu optycznego oceniono wielkość średnicy śladu zużycia powstałą na trzech nieruchomych kulach testowego skojarzenia tribologicznego.

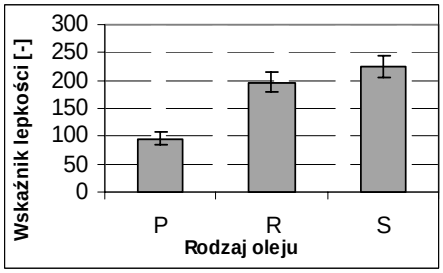
Pomiar odporności na powierzchniowe zużycie zmęczeniowe (pitting) wykonano zgodnie z wymaganiami normy IP 300/82 z zastosowaniem zmodyfikowanego aparatu czterokulowego T-03 produkcji ITeE [6, 7]. Polegało ono na przeprowadzeniu przy stałym obciążeniu i stałej prędkości obrotowej 24 biegów badawczych czterech stalowych kulek współpracujących tocznie w obecności środka smarowego zakończonych wystąpieniem pittingu na kulce górnej. W czasie badań prowadzono w sposób ciągły pomiar amplitudy drgań generowanych w badanym węźle i test był automatycznie kończony z chwilą przekroczenia przez węzeł tarcia dopuszczalnego poziomu drgań wywołanego wykruszeniem materiału węzła tarcia. Trwałość zmęczeniową scharakteryzowano za pomocą tzw. trwałości L_{10} i L_{50}. Jest to czas eksploatacji węzła tarcia, pracującego w kontakcie z badanym olejem, po którym odpowiednio 10% i 50% ich populacji ulegnie uszkodzeniu.

WYNIKI BADAŃ

Na **rysunku 1 i 2** przedstawiono wartości parametrów charakteryzujących właściwości lepkościowo-temperaturowe wybranej grupy olejów.



Rys. 1. Lepkość kinematyczna olejów w 40°C
Fig. 1. Kinematic viscosity of oils in 40°C

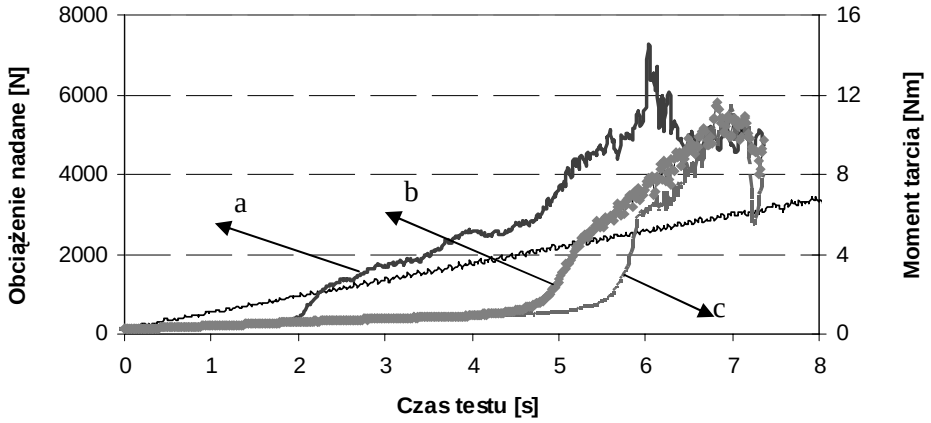


Rys. 2. Wskaźnik lepkości olejów
Fig. 2. Viscosity index of oils

Lepkość kinematyczna badanych olejów w 40°C zmienia się następująco: S < R < P, natomiast na podstawie wskaźnika lepkości możemy stwierdzić, że badane oleje roślinne należą do grupy olejów, których lepkość zmienia się w znacznie mniejszym stopniu ze zmianą temperatury niż lepkość oleju parafinowego. Wartość WL dla oleju parafinowego jest około 2,5 razy mniejsza niż dla najlepszego z badanych olejów roślinnych. Interesującym było więc zbadanie wpływu olejów o różnych

charakterystykach lepkościowo-temperaturowych na skuteczność smarowania węzłów tarcia o zmiennych obciążeniach i prędkościach obrotowych.

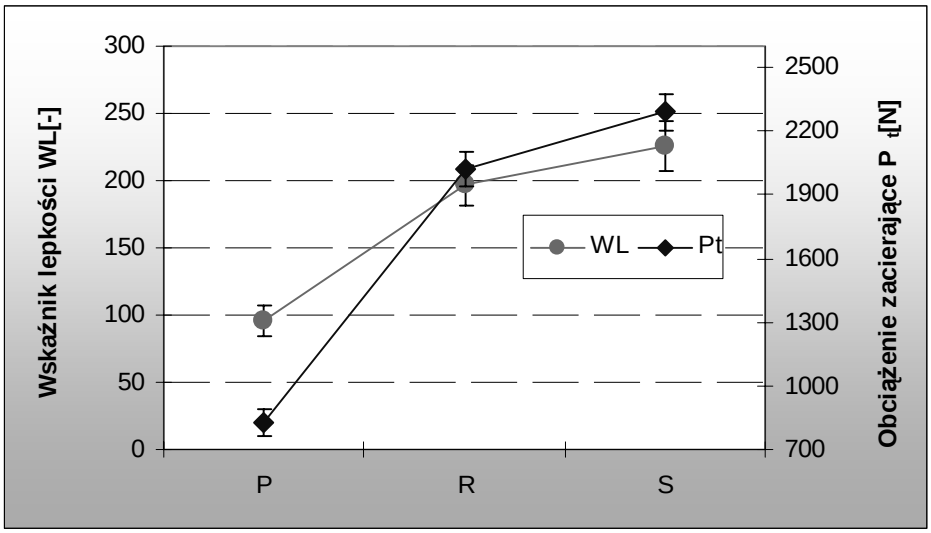
Badania tribologiczne ukierunkowano na najbardziej rozpowszechnione w technice łożyska toczne i ślizgowe. W badaniach tych za pomocą komputerowych systemów rejestrowano wartości pomiarowe wszystkich parametrów przyjętych jako niezbędne do przeprowadzenia charakterystyki tribologicznej olejów. Na **Rys. 3** przedstawiono przebieg zmian momentu tarcia w funkcji liniowo narastającego obciążenia dla badanych olejów.



Rys. 3. Przebieg zmian momentu tarcia w funkcji liniowo narastającego obciążenia olejów: a) parafinowego, b) rzepakowego, c) słonecznikowego

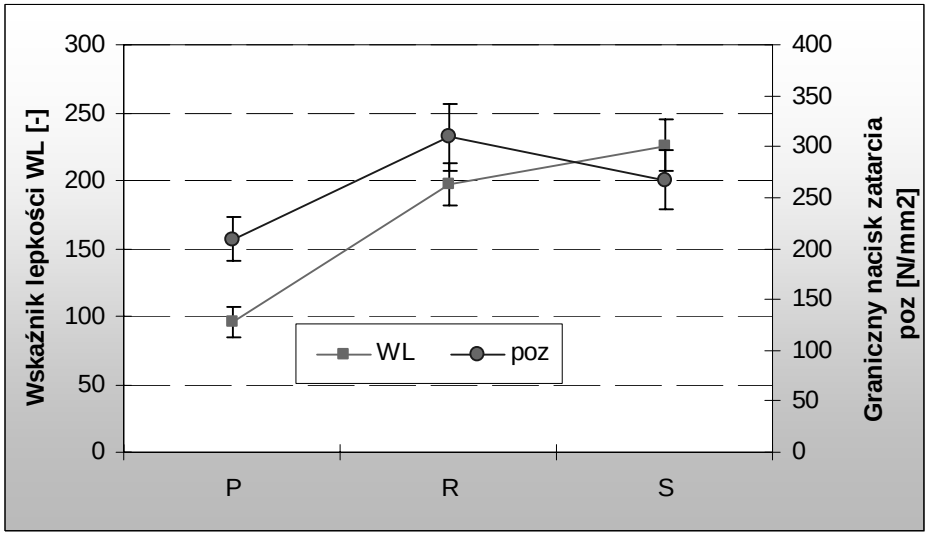
Fig. 3. The course of changes of the friction torque at the linearly increasing load for the oils: a) paraffin, b) rapeseed, c) sunflower

Oleje wykazują odmienny przebieg zmian momentu tarcia w funkcji liniowo narastającego obciążenia. W przypadku oleju mineralnego (a) trwałość warstwy smarowej osiąga najniższą wartość, następuje intensywny wzrost momentu tarcia doprowadzający do zatarcia. Warstwy smarowe powstałe z udziałem olejów roślinnych są znacznie trwalsze a wzrost wartości momentu tarcia, prowadzący w efekcie do zacierania, następującego przy znacznie wyższych wartościach obciążenia niż w przypadku oleju mineralnego. Na podstawie przeprowadzonych w warunkach zacierania testów tribologicznych wyznaczono wartość obciążenia zacierającego (P_t) dla badanych olejów. Na **Rys. 4** przedstawiono w formie graficznej wartości badanego parametru oraz wskaźniki lepkości olejów.



Rys. 4. Obciążenie zacierające i wskaźnik lepkości badanych olejów
Fig. 4. Scuffing load and viscosity index of the oils

Na podstawie przeprowadzonego testu stwierdzono, że w warunkach zacierania ze wzrostem wartości WL wzrasta nośność warstwy smarowej, określonej wartością obciążenia zacierającego (P_t); obciążenie, po przekroczeniu którego następuje inicjacja zacierania, ma wyższą wartość.



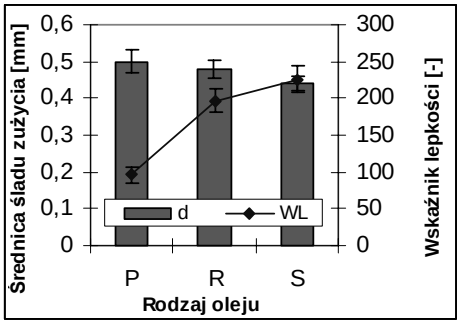
Rys. 5. Graniczny nacisk zatarcia i wskaźnik lepkości badanych olejów
Fig. 5. Limiting pressure of seizure and viscosity index of the oils

Analizując zachowanie środka smarowego w warunkach propagacji zacierania, wyznaczono wartość granicznego nacisku zatarcia (p_{oz}). Przy wyznaczeniu wartości liczbowej uwzględnia się średnicę śladu zużycia powstałą na nieruchomych kulach węzła tarcia i wartość granicznego obciążenia zatarcia (P_{oz}).

W przypadku badanych olejów nie stwierdzono występowania liniowej zależności pomiędzy parametrem charakteryzującym lepkościowo--temperaturową stabilność a wartością granicznego nacisku zatarcia **(Rys. 5)**.

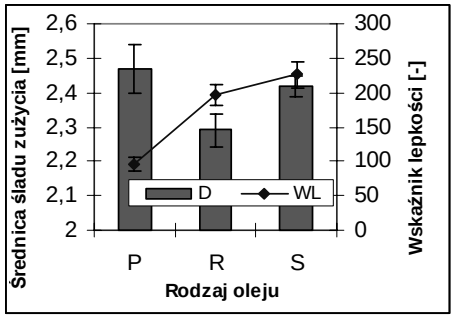
Wyznaczono również odporność na zużycie węzłów tarcia w warunkach stałych obciążeń i prędkości. Na podstawie wielkości średnicy śladu zużycia po godzinnym teście pod obciążeniem 40 kG **(Rys. 6)** stwierdzono, że olej słonecznikowy zapewnia najskuteczniejszą ochronę smarowanych elementów przed zużyciem, zaś najmniej skutecznie chroni elementy węzła tarcia olej mineralny. Ze wzrostem odporności oleju na zmianę lepkości w funkcji temperatury wzrasta również przeciwzużyciowa skuteczność wytworzonej warstwy smarowej w warunkach stałego obciążenia węzła tarcia.

Przeanalizowano również wpływ olejów o różnych charakterystykach lepkościowo-temperaturowych na zużycie węzła tarcia w warunkach zacierania **(Rys. 7).** Stwierdzono, że najskuteczniej węzeł tarcia przed zużyciem zabezpiecza olej rzepakowy. Korzystnej charakterystyce lepkościowo-temperaturowej oleju słonecznikowego nie towarzyszy wzrost skuteczności przeciwzużyciowej.



Rys. 6. Średnica śladu zużycia po godzinnym teście zużyciowym i wskaźnik lepkości badanych olejów

Fig. 6. Wear scar diameter and viscosity index of the oils

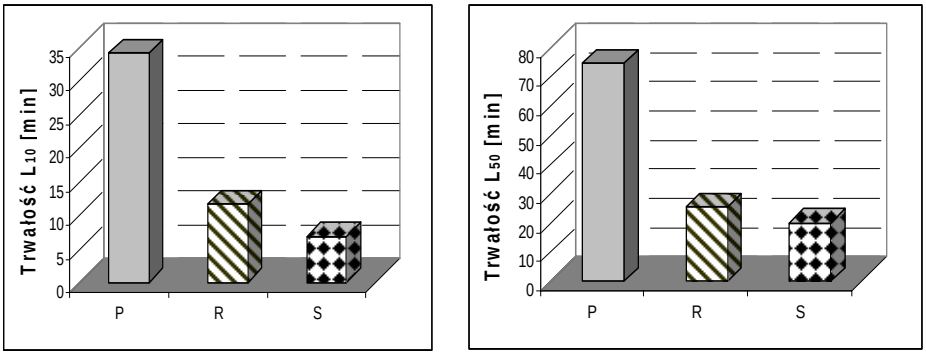


Rys. 7. Średnica śladu zużycia po teście w warunkach zacierania i wskaźnik lepkości badanych olejów

Fig. 7. Wear scar diameter after the scuffing test and viscosity index of the oils

Dla każdego z badanych olejów przeprowadzono badanie odporności na powierzchniowe zużycie zmęczeniowe.

Na podstawie przeprowadzonego testu wyznaczono czas do wystąpienia uszkodzenia 10% i 50% badanych łożysk. Na **Rys. 8** przedstawiono wartości powierzchniowej trwałości zmęczeniowej dla badanych olejów. Na podstawie uzyskanych wyników możemy stwierdzić, że olej mineralny zapewnia skuteczniejszą odporność smarowanego węzła tarcia na powierzchniowe zużycie zmęczeniowe niż oleje roślinne.



a) b)

Rys. 8. Powierzchniowa trwałość zmęczeniowa dla badanych olejów: a) L_{10} b) L_{50}
Fig. 8. Fatigue lives obtained tested for the tested base ols: a) L_{10} b) L_{50}

PODSUMOWANIE

Na podstawie uzyskanych wyników możemy stwierdzić, że w oparciu o charakterystyki lepkościowo-temperaturowe trudno jest w sposób jednoznaczny przewidzieć zachowanie olejów w węzłach tarcia. Możemy przypuszczać, że skuteczność tribologiczna jest pochodną zarówno właściwości lepkościowo-temperaturowych, budowy chemicznej olejów, jak również produktów przemian chemicznych zachodzących podczas tarcia.

Wyjaśnienie zróżnicowanego wpływu przebadanej grupy olejów na charakterystyki tribologiczne wymaga przeprowadzenia badania składu warstwy wierzchniej np. za pomocą technik SEM/EDS.

Uzyskane charakterystyki tribologiczne pozwalają na stwierdzenie, że badane oleje roślinne są skutecznym środkiem smarowym w ślizgowym skojarzeniu trącym, zaś olej mineralny zapewnia wyższą odporność smarowanego węzła tarcia na powierzchniowe zużycie zmęczeniowe.

LITERATURA

1. Nowosielski R., Spilka M.: Ocena cyklu życia produktu ważnym narzędziem systemu zarządzania środowiskiem. Czysta produkcja w Polsce, 1998, 1–2.
2. Skład chemiczny olejów roślinnych jako potencjalnej biomasy do produkcji paliw i środków smarowych. Paliwa oleje i smary w eksploatacji cz. 1–4, 2002.
3. Pytko S., Szczerek M.: Pitting – forma niszczenia elementów tocznych. Tribologia, nr 4/5, 1993, s. 317–334.
4. Szczerek M., Tuszyński W.: Badania tribologiczne. Zacieranie. Wyd. ITeE Radom, 2000.
5. Hebda M., Wachal A. Trybologia. WNT, Warszawa 1980.
6. Piekoszewski W., Szczerek M., Wulczyński J.: Aparat czterokulowy do badania wpływu środków smarowych na powierzchniowe zużycie zmęczeniowe. Patent nr 177200-B1-G01N 3/56 Decyzja Urzędu Patentowego RP z dn. 18.10.1999.
7. IP 300/82. Rolling contact fatique tests for fluids in a modified four-ball machine.

Recenzent:
Stanisław PYTKO

Summary

The paper presents the results of investigations concerning the influence of oils, commonly applied apart from the lubricating technique, on the surface fatigue durability and the resistance to the wear of sliding and rolling bearing. Non-toxic vegetable oils widely applied in food industry and highly refined mineral oil passed as fit for pharmaceutical application were investigated. In order to find new application areas for the oil groups mentioned, their properties were tested with regard to their application efficiency in sliding and rolling bearings working in constant conditions and variable tribological loads. The investigation of the resistance to anti-wear and anti-friction effect was carried out by means of T-02 tribotester and the resistance to surface fatigue wear by means of T-03 tribotester.

It has been stated that the oils with a greater content of unsaturated fatty acids ensure a greater protection against scuffing and wear, however lower resistance to surface fatigue wear has been observed.