ZESZYTY
NAUKOWE
POLITECHNIKI
ŚLĄSKIEJ

P. 3353/02

Andrzej POSMYK

KSZTAŁTOWANIE WŁAŚCIWOŚCI TRIBOLOGICZNYCH WARSTW WIERZCHNICH TWORZYW NA BAZIE ALUMINIUM

HUTNICTWO
Z. 62

WYDAWNICTWO POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

GLIWICE 2002

POLITECHNIKA ŚLĄSKA
ZESZYTY NAUKOWE
Nr 1538

D. 3353/02

Andrzej POSMYK

KSZTAŁTOWANIE WŁAŚCIWOŚCI TRIBOLOGICZNYCH WARSTW WIERZCHNICH TWORZYW NA BAZIE ALUMINIUM

GLIWICE 2002

OPINIODAWCY

Prof. zw. dr hab. inż. Adam Gierek

Dr hab. inż. Marian Szczerek – Profesor Instytutu Technologii i Eksploatacji

KOLEGIUM REDAKCYJNE

REDAKTOR NACZELNY - Prof. dr hab. Zygmunt Kleszczewski

REDAKTOR DZIAŁU - Dr hab. inż. Stanisław Serkowski
Profesor Politechniki Śląskiej

SEKRETARZ REDAKCJI - Mgr Elżbieta Leśko

REDAKCJA

Mgr Aleksandra Kłobuszowska

REDAKCJA TECHNICZNA

Alicja Nowacka

Wydano za zgodą
Rektora Politechniki Śląskiej

PL ISSN 0324 – 802X

Wydawnictwo Politechniki Śląskiej
ul. Akademicka 5, 44-100 Gliwice
tel./fax 237-13-81, www.polsl.gliwice.pl/alma.mater/wsp.html,
wydawnictwo@polsl.gliwice.pl

Nakład 100+50 egz. Ark. wyd. 12. Ark. druk. 9,125

Fotokopie, druk i oprawę wykonano w UKiP sc, *J&D Gębka*,
Gliwice, ul. Pszczyńska 44, tel./fax 231-87-09

SPIS TREŚCI

Str.

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ I SKRÓTÓW 7
1. WPROWADZENIE 9
2. METODY KONSTYTUOWANIA TRIBOLOGICZNIE PRZYDATNYCH WW NA STOPACH ALUMINIUM 11
2.1. Metody technologiczne 11
2.1.1. Ubytkowe metody wytwarzania WW 12
2.1.2. Naddatkowe metody wytwarzania WW 13
2.1.3. Zerowe metody wytwarzania WW 17
2.1.4. Mieszane metody wytwarzania WW 21
2.2. Eksploatacyjne metody wytwarzania WW 23
2.3. Anodowa powłoka tlenkowa na stopach aluminium przeznaczonych na skojarzenia ślizgowe 24
2.4. Powłoka kompozytowa APT+Ni 26
2.5. Ocena aktualnego stanu metod kształtowania WW na stopach aluminium i teza pracy 28
2.6. Cel i zakres pracy 31
3. TEORETYCZNE PODSTAWY KONSTYTUOWANIA POWŁOK KOMPOZYTOWYCH NA BAZIE APT 33
3.1. Budowa powłoki kompozytowej APT+Me 38
3.2. Technologiczne kształtowanie tribologicznych właściwości PK 39
3.2.1. Modyfikacja metalem miękkim 39
3.2.2. Modyfikacja metalem twardym 40
3.3. Eksploatacyjne kształtowanie właściwości tribologicznych PK 41
3.3.1. Platerowanie tarciowe dwusiarczkiem molibdenu 42
3.3.2. Platerowanie tarciowe miedzią 43
3.4. Uzasadnienie wyboru metali modyfikujących 44
3.5. Podstawowe parametry charakteryzujące tribologiczną przydatność PK 46
3.5.1. Funkcje konstytuowania i eksploatacji PK 48
3.6. Wpływ podłoża na kształtowanie właściwości tribologicznych PK 48
3.6.1. Stopy do przeróbki plastycznej 51
3.6.2. Stopy odlewnicze 51
3.6.3. Stopy wzmocnione fazą zbrojącą 52

3.6.4. Podstawy zbrojenia stopów przeznaczonych na skojarzenią tarciowe 54
4. ANALIZA TEORETYCZNA 60
4.1. Cel i zakres analizy 60
4.2. Symulacja współpracy ślizgowej z żeliwa szarego z powłoką kompozytową 60
4. 3. Wyniki obliczeń szacunkowych 63
4. 4. Omówienie wyników obliczeń i wnioski 65
5. BADANIA EKSPERYMENTALNE 68
5.1. Technologiczne kształtowanie właściwości tribologicznych PK 68
5.1.1. Wpływ materiału podłoża na właściwości PK 69
5.1.2. Wpływ materiału modyfikującego na właściwości PK 95
5.1.3. Wpływ parametrów modyfikacji na właściwości tribologiczne PK 98
5.1.4. Omówienie wyników badań i wynikające z nich wnioski 102
5.2. Eksploatacyjne kształtowanie właściwości tribologicznych PK 103
5.2.1. Cel i zakres badań 103
5.2.2. Przebieg badań 104
5.2.3. Wyniki badań 105
5.2.4. Omówienie wyników badań i wynikające z nich wnioski 110
5.3. Powłoki kompozytowe w warunkach zimnego rozruchu maszyny 113
5.3.1. Cel i zakres badań 113
5.3.2. Przebieg badań i wyniki 113
5.3.3. Omówienie wyników badań i wynikające z nich wnioski 114
5.4. Wpływ modyfikacji na elastyczność PK 115
5.4.1. Wyniki próby mikrozginania 117
5.4.2. Omówienie wyników próby mikrozginania i wynikające z nich wnioski 118
6. MODEL WSPÓŁPRACY ŻELIWA Z POWŁOKĄ APT+ME 119
6.1. Model powłoki APT+Ni 119
6.2. Eksperymentalna weryfikacja przyjętego modelu 121
6.3. Naprężenia i odkształcenia lokalne w skojarzeniu żeliwo szare/PK 122
6.4. Omówienie wyników 124
7. ASPEKT UTYLITARNY I PERSPEKTYWICZNY BADAŃ 128
8. PODSUMOWANIE I WNIOSKI KOŃCOWE 131
LITERATURA 135
Streszczenie 143

CONTENTS

Page
1. INTRODUCTION 9
2. PRODUCTION METHODS OF TRIBOLOGICALLY USEFUL SL ON ALUMINIUM ALLOYS 11
2.1. Technological producing methods of SL 11
2.1.1. Loss methods 12
2.1.2. Allowance methods 13
2.1.3. Zero methods 17
2.1.4. Mixed methods 21
2.2. Exploitations methods 23
2.3. Anodic Hard Coating on aluminium alloy destined for sliding pairings 24
2.4. Composite layer AHC+Ni 26
2.5. Estimation of actual producing stand of SL on aluminium alloy and thesis 28
2.6. Aim and range of work 31
3. THEORETICAL BASIS FOR PRODUCING OF CL ON THE BASSIS OF AHC 33
3.1. Structure of composite layer ACH+Ni 38
3.2. Technological steering of tribological properties of CL 39
3.2.1. Modification with soft metal 39
3.2.2. Modification with hard metal 40
3.3. Exploitations forming of tribological properties of CL 41
3.3.1.Friction plating with MoS_2 42
3.3.2. Friction plating with Cu 43
3.4. Reasons for choosing of modifying metal 44
3.5. Basic parameters for of tribological applicability characterise of CL 46
3.5.1. Forming and exploitations functions of CL 48
3.6. Base influence on forming of tribological properties of CL 48
3.6.1. Alloys for forming 51
3.6.2. Cast alloys 51
3.6.3. Reinforced alloys 52
3.6.4. Basis for reinforcing of alloys destined for sliding pairings 54
4. THEORETICAL ANALYSIS 60
4.1. Aim and range of the analysis 60

4.2. Simulation of sliding of the cast-iron against composite layer 60
4.3. Results of the calculations 63
4.4. Analysis of the results and conclusions 65
5. EXPERIMENTAL INVESTIGATIONS 68
5.1.Technological forming of tribological properties of CL 68
5.1.1. Influence of the base material on tribological properties of CL 69
5.1.2. Influence of the modifying metal on tribological properties of CL 95
5.1.3. Influence of the modifying parameters on tribological properties of CL 98
5.1.4. Analysis of the results and conclusions 102
5.2. Exploitations forming of tribological properties of CL 103
5.2.1. Aim and range of the investigations 103
5.2.2. Investigations 104
5.2.3. Results of the investigations 105
5.2.4. Analysis of the results and conclusions 110
5.3. Composite layer under cold start conditions 113
5.3.1. Aim and range of the investigations 113
5.3.2. Investigations and results 113
5.3.3. Analysis of the results and conclusions 114
5.4. Influence of the modification on elasticity of CL 115
5.4.1. Rewsults of the micro bending 117
5.4.2. Analysis of the micro bending results and conclusions 118
6. MODEL OF RUNNING OF CAST IRON AGAINST CL AHC+Me 119
6.1. Model of layer AHC+Ni 119
6.2. Experimental verifying of the model 121
6.3. Local stresses and strains in pairing CI/CL 122
6.4. Analysis of the results 124
7. UTYLITYS ASPECTS OF INVESTIGATIONS 128
8. SUMMARY AND CONCLUSIONS 131
LITERATURE 135
Abstract 145

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ I SKRÓTÓW

AlMC – Aluminium Matrix Composite – kompozyt z osnową aluminiową,

APT - anodowa powłoka twarda, anodowa powłoka tlenkowa,

APT+Ni – powłoka kompozytowa wytworzona przez wprowadzenie niklu do anodowej powłoki tlenkowej,

APT+Cu - powłoka kompozytowa wytworzona przez wprowadzenie miedzi do anodowej powłoki tlenkowej,

PK - powłoka kompozytowa,

WW - warstwa wierzchnia,

RPS - rzeczywista powierzchnia styku,

PRPS - pole rzeczywistej powierzchni styku,

CZ - cząstka zbrojąca,

FZ - faza zbrojąca,

R_m - wytrzymałość na rozciąganie [MPa],

τ - wytrzymałość na ścinanie [MPa],

H – twardość,

HB - twardość Brinella [MPa],

HV - twardość Vickersa [MPa],

α - średni kąt pochylenia wierzchołków nierówności,

μ - współczynnik tarcia,

TWW - technologiczna warstwa wierzchnia,

EWW - eksploatacyjna warstwa wierzchnia,

TES – triboelektrostatyczny,

TED – triboelektrodynamiczny,

AK12 – stop AlSi12Mg,

PA2 – stop AlMg2,

PA6 – stop AlCu4MgSi,

g – grubość nakładki plateru,

s – długość fali złącza platerowanego wybuchowo,

h – wysokość fali,

MeM – metal modyfikujący,

MM – metal miękki,

MT – metal twardy,

N – nasiąkliwość [kg/m^3],

Ra – średnie arytmetyczne odchylenie profilu chropowatości,

R_{max}- maksymalna wysokość nierówności,

T – temperatura,

t – czas,

NAPT – niskotemperaturowa anodowa powłoka tlenkowa,

WAPT – wysokotemperaturowa anodowa powłoka tlenkowa,

N_A – liczba cząstek fazy zbrojącej na mm^2,

V_V – udział objętościowy fazy zbrojącej,

L_A – obwód względny cząstek fazy zbrojącej,

d – średnia średnica cząstek fazy zbrojącej,

K14 – symbol żeliwa na pierścienie tłokowe (żeliwo 300) używany przez producentów (Prima Łódź i Firma Koppers),

OEE – obszar ekonomicznej eksploatacji,

TP – tarcie płynne,

TM – tarcie mieszane,

KDE – Koszt dawki elementarnej.

1. WPROWADZENIE

Analiza literatury dotyczącej wpływu stanu warstwy wierzchniej na trwałość i niezawodność obiektów technicznych pozwala na sformułowanie pewnego uogólnienia. Autorzy wielu prac są zgodni, że około 80% awarii obiektów jest spowodowana niewłaściwym stanem warstwy wierzchniej (WW). Liczba awarii maszyn i urządzeń spowodowanych zużywaniem objętościowym jest wielokrotnie mniejsza. Straty energii na pokonywanie oporów tarcia, np. w silnikach spalinowych, dochodzą nawet do 41% [1]. Proporcje te zmuszają do takiego opracowywania procesów wytwarzania WW współpracujących części maszyn, aby już na tym etapie można było sterować właściwościami tribologicznymi przyszłych skojarzeń.

Ponieważ stan WW odpowiada za niezawodność i trwałość całego obiektu technicznego, należy dokładnie przeanalizować, jakie działają na nią obciążenia. Z analizy systemu tribologicznego wynika, że najbardziej obciążona jest WW. Istnieje więc konieczność wytworzenia - na każdym obiekcie - warstwy wierzchniej mogącej sprostać złożonemu stanowi obciążeń. Wytwarzana jednolita WW na dotychczas stosowanych tworzywach konstrukcyjnych nie sprosta stawianym jej wymaganiom. Najnowsze tendencje w technologii wytwarzania WW to kompozytowe, wieloelementowe warstwy przypowierzchniowe o właściwościach przechodzących od cech materiału rdzenia do cech WW, narażonej bezpośrednio na obciążenia tribologiczne. Nie należy wytwarzać warstwy przypowierzchniowej o skokowej zmianie cech decydujących o właściwościach tribologicznych. Dlatego są przewidziane warstwy pośrednie. Ich zadaniem jest przenoszenie obciążeń, tłumienie drgań, odprowadzanie ciepła, zapewnienie płynnej zmiany właściwości oraz w szczególnych przypadkach przyjmowanie zanieczyszczeń i produktów zużycia. Zadaniem ostatniej powłoki, mającej bezpośredni kontakt z partnerem, jest zmniejszanie skutków tarcia poprzez kształtowanie odporności na zużycie i wytwarzanie trwałej warstwy granicznej ze środka smarnego, m. in. przez generowanie bariery potencjałów elektrostatycznych. Najlepiej spełniają swe zadania powłoki o dużej odporności na naciski i małej wytrzymałości na ścinanie, dzięki czemu uzyskuje się mniejsze wartości współczynników tarcia.

Właściwości tribologiczne skojarzenia zależą od cech warstwy wierzchniej jego elementów. Istotną rolę w skojarzeniu odgrywają takie cechy WW, jak: twardość, chropowatość, skłonność do tworzenia sczepień adhezyjnych, generowanie ładunków elektrycznych, przewodzenie ciepła, a także odpowiednia ilość mikrozasobników na środek smarny, produkty zużycia i zanieczyszczenia. Sterowanie procesem wytwarzania części maszyn powinno dawać możliwość programowania tych cech warstw wierzchnich.

Problemy kształtowania WW są szczególnie ważne w przypadku skojarzeń części maszyn wykonanych ze stopów aluminium. Tworzywa te zajmują coraz więcej miejsca w budowie maszyn transportowych naziemnych i lotniczych, dzięki dużej wytrzymałości względnej (R_m/ρ), pozwalającej na zminimalizowanie masy ruchomych konstrukcji. Aluminium jest pierwiastkiem występującym w skorupie ziemskiej w największej ilości. Przewodność cieplna aluminium jest około trzykrotnie większa niż żelaza, a modyfikacja składu chemicznego niewielkimi ilościami wybranych pierwiastków zmienia w istotny sposób jego właściwości mechaniczne. Opracowane w ostatnim dwudziestoleciu kompozyty aluminiowe AlMC przyczyniły się do znacznej poprawy parametrów wytrzymałościowych stopów zarówno do przeróbki plastycznej, jak i odlewniczych. Kompozyty te znajdują zastosowania przede wszystkim na części maszyn nie będące skojarzeniami (skrzynie biegów, wkładki do tłoków, ramy rowerowe i motocyklowe, koła pasowe, korbowody silników i wałki napędowe [9, 10]), na skojarzenia cierne (tarcze i bębny sprzęgieł i hamulców, np. do samolotu F16 [2, 3]) i na niektóre skojarzenia ślizgowe (tuleje cylindrowe, tłoki silników spalinowych). Zastosowanie znalazły już kompozyty zawierające fazę zbrojącą w postaci włókien krótkich i cząstek (Al_2O_3, SiC, TiC, SiO_2, B_4C, ZrO_2). Kompozyty te stosują m. in. firmy Mahle i Kolben Schmidt w tłokach do silników spalinowych [4, 5], Toyota, Honda, Porsche do wyrobu niektórych elementów silnika [6, 7, 8] i Mercedes przy produkcji samochodu Smart. Zarówno w grupie skojarzeń ślizgowych, gdzie należy zmniejszać współczynnik tarcia, jak i skojarzeń ciernych, gdzie należy go zwiększyć i utrzymać na stałym poziomie, kompozyty wymagają właściwego stanu strefy przypowierzchniowej i warstwy wierzchniej zapewniającego spełnienie stawianych wymagań tribologicznych. W szerszym zastosowaniu AlMC na skojarzenia ślizgowe przeszkadza niewłaściwy - z punktu widzenia hipotezy Bowdena - stan ich warstwy wierzchniej. W kilku ośrodkach są prowadzone badania nad wytworzeniem tribologicznie przydatnej WW na stopach aluminium i na kompozytach typu AlMC. Efekty tych prac można znaleźć w wielu publikacjach [9, 10, 11].

Analityczny opis zależności parametrów stanu elementów skojarzeń tribologicznych od parametrów ich wytwarzania wymaga przeprowadzenia wielu badań uwzględniających możliwość statystycznej oceny otrzymanych wyników. Opisy takie nie mogą być uniwersalne, ponieważ dotyczą tylko wybranych skojarzeń. Niniejsza praca jest próbą opisu zależności wybranych właściwości kompozytowych warstw wierzchnich - opartych na amorficznej, ceramicznej powłoce tlenkowej, wytworzonej na wybranych stopach aluminium oraz kompozytach na ich bazie - od parametrów wytwarzania. Zależności te nazwano funkcjami konstytuowania WW i jej eksploatacji.

2. METODY KONSTYTUOWANIA TRIBOLOGICZNIE PRZYDATNYCH WW NA STOPACH ALUMINIUM

Przydatne do celów tribologicznych warstwy wierzchnie na stopach aluminium można kształtować:

- metodami technologicznymi,
- metodami eksploatacyjnymi.

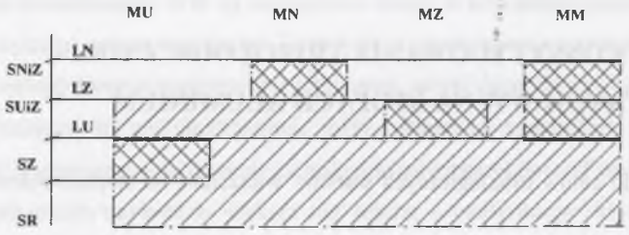
Pierwsza grupa metod stanowi zbiór technik i technologii kształtowania WW od podstaw na etapie ich wytwarzania. Efektem tych zabiegów są technologiczne warstwy wierzchnie (TWW) o określonych, zależnych od procesu, cechach, które określają właściwości tribologiczne. Warstwy te mogą być też modyfikowane eksploatacyjnie.

Do grupy drugiej metod należy zaliczyć kształtowanie (modyfikowanie) podczas eksploatacji właściwości już istniejących warstw. Są to zabiegi mające na celu poprawę wybranych właściwości tribologicznych skojarzeń, np. platerowanie tarciowe wybranym metalem lub dwusiarczkiem molibdenu. Otrzymane w wyniku tych procesów warstwy nazywane są eksploatacyjnymi warstwami wierzchnimi (EWW).

2.1. Metody technologiczne

Technologie wytwarzania WW z tej grupy przyczyniły się do znacznego rozszerzenia zastosowań stopów aluminium jako tworzyw konstrukcyjnych. Podstawą tych metod jest pokrywanie powierzchni części maszyn specjalnymi, zewnętrznymi powłokami, które stanowią specyficzną warstwę wierzchnią. Są też stosowane obróbki mechaniczne lub chemiczne w celu umocnienia strefy przypowierzchniowej części maszyn biorących udział w tarciu. Z technologicznego punktu widzenia można pogrupować (rys. 1) wszystkie metody w następujący sposób:

1) metody ubytkowe,
2) metody naddatkowe,
3) metody zerowe,
4) metody mieszane.



Rys. 1. Układ stref oddziaływania na tworzywo w różnych metodach kształtowania stref przypowierzchniowych (MU - metody ubytkowe, MN - metody naddatkowe, MZ - metody zerowe, MM - metody mieszane, SNiZ - strefa naddatku i zmian, SUiZ - strefa ubytku i zmian, SZ - strefa zmian, SR - strefa rdzenia, LN - linia naddatku, LZ - linia zerowa (baza), LU - linia ubytku

Fig. 1. Zones of influence on material using different forming methods of superficial layers (MU - loss methods, MN - allowance method, MZ – zero methods, MM - mixed methods, SNiZ - zone of allowances and changes, SUiZ - zone of loss and changes, SZ - zone of changes, SR - zone of core, LN - allowance line, LZ - zero line, LU – line of loss

2.1.1. Ubytkowe metody wytwarzania WW

Do tej grupy metod należy zaliczyć takie zabiegi technologiczne, w wyniku których ulega zmianie położenie warstwy wierzchniej względem rdzenia i zmniejsza się wymiar zewnętrzny obiektu, na którym warstwę wytworzono. Najbardziej rozpowszechnionymi w praktyce przemysłowej są, m. in.:

- trawienie gładzi cylindrów silników spalinowych, np. stopu Alusil [4, 6],
- dogniatanie gładzi cylindrów sprężarek tłokowych [12], dogniatanie z jednoczesnym miedziowaniem tulei cylindrowych silnika motocyklowego Simson [13].

W pierwszej metodzie cylindry po procesie honowania są trawione elektrochemicznie w celu uzyskania pomiędzy kryształami krzemu - stanowiącymi powierzchnię nośną - przestrzeni służących jako mikrozasobniki oleju. Około 80% powierzchni gładzi cylindrowej stanowią kryształy krzemu, a resztę wytrawione zasobniki oleju. Różnica pomiędzy powierzchnią kryształów krzemu a wgłębieniami wynosi od 0,7 do 1,5 μm. W wyniku trawienia zmniejszają się nieznacznie wymiary zewnętrzne obrabianych części maszyn (w przypadku cylindrów zwiększa się średnica wewnętrzna). Przygotowane tą metodą cylindry współpracują z pierścieniami żeliwnymi i płaszczami tłoka pokrytego żelazem (technologia Ferrocoat).

W metodzie drugiej dogniatanie rolką ma na celu zwiększenie twardości stopu do przeróbki plastycznej przez wzrost gęstości dyslokacji. Efektem dogniatania jest przemieszczenie

warstwy wierzchniej obrabianego przedmiotu w stronę rdzenia, umocnienie i wzrost twardości strefy przypowierzchniowej oraz spadek chropowatości w wyniku odkształcenia występów nierówności. Przykładem zastosowania tej metody jest dogniatanie gładzi tulei cylindrowej sprężarki bezsmarowej. Na tak przygotowanej powierzchni tulei jest wytwarzana anodowa powłoka twarda.

Kolejnym przykładem ubytkowej metody kształtowania WW jest dogniatanie z jednoczesnym miedziowaniem gładzi tulei cylindrowej silnika motocyklowego. Trzpień dogniatający (p = 60÷80 MPa) jest wykonany z mosiądzu, a gładź tulei smarowana substancją powierzchniowo aktywną (gliceryna lub FPT1). W wyniku obróbki następuje nie tylko umocnienie strefy przypowierzchniowej tulei na głębokość do 80 μm, ale też nałożenie powłoki z Cu. W omawianym przypadku tuleja cylindrowa jest wykonana z żeliwa lub stali, ale przedstawiona metoda może być zastosowana do tulei ze stopu aluminium. Wywierany duży nacisk spowoduje jeszcze większe umocnienie w strefie przypowierzchniowej i zwiększenie średnicy tulei, a niewielkie ilości osadzonej miedzi zmniejszą podatność do sczepień adhezyjnych.

2.1.2. Naddatkowe metody wytwarzania WW

Do tej grupy metod należy zaliczyć zabiegi technologiczne, w wyniku których zmienia się położenie warstwy wierzchniej względem rdzenia (warstwa oddala się od linii bazowej) i zwiększa się wymiar zewnętrzny obiektu, na którym warstwę wytworzono. Do tej grupy zalicza się m. in.:

- nanoszenie powłok metodami chemicznymi i elektrochemicznymi,
- nanoszenie powłok metodami PVD, CVD, rozpylaniem katodowym i pokrewnymi,
- platerowanie wybuchowe, impulsowe i przez walcowanie,
- natryskiwanie plazmowe.

Z tej grupy metod technologicznego kształtowania WW stopów aluminium najbardziej rozpowszechnione jest nanoszenie na gładzie, wykonanych z siluminu (AlSi12MgCuNi) tulei cylindrowych, powłok kompozytowych Ni-SiC (Nikasil). Metoda ta polega na elektrochemicznym niklowaniu z jednoczesnym wbudowywaniem cząstek SiC. Odporność na zużycie takiej tulei jest duża, ale wzrasta też zużycie pierścieni tłokowych. Do współpracy z tą powłoką stosuje się specjalne pierścienie oznaczone symbolem G2 [14].

Efektem innej metody z tej grupy jest wykonany z siluminu cylinder „Ferral", na którego gładź natryśnięto płomieniowo powłokę stalową. W celu zwiększenia przyczepności do podłoża zastosowano międzywarstwy Ni-Al i Mo-Al. Kolejną metodą wytwarzania odpornych na

zużycie warstw na siluminach jest tzw. metoda „eksplodującego drutu". W metodzie tej materiał w postaci drutu jest rozpylany na powierzchni tulei cylindrowej.

Wykonane z siluminów (AlSi12CuMgNi) tłoki do silników samochodowych są w całości pokrywane warstewką ołowiu lub cyny o grubości od 1 do 3 μm [14, 15]. Tłoki samochodu Smart są pokryte żywicą z napełniaczami. Ostermann [14] podaje wyniki badań tłoków pokrytych żywicami wypełnianymi MoS_2. Powłoki te mają za zadanie złagodzić negatywne skutki rozruchu zimnego silnika.

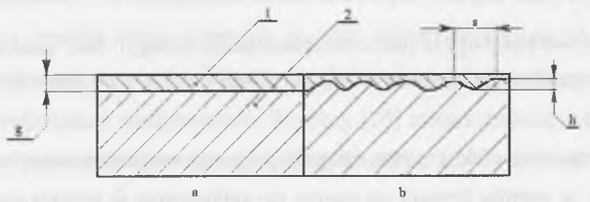
Jedną z starszych metod tej grupy jest platerowanie przez nawalcowywanie arkuszy blach. Arkusze ze stopu o dużej wytrzymałości, ale małej odporności na korozję, są pokrywane blachą o mniejszej wytrzymałości, ale o wysokiej odporności na korozję. Można też zastosować pokrycia materiałem poprawiającym właściwości tribologiczne.

Inną metodą platerowania mogącą znaleźć zastosowanie jest elektrochemiczne nanoszenie aluminium na stopy o dobrej wytrzymałości, ale o nieprzydatnej tribologicznie WW. Metodą tą można nanieść szczelne powłoki o grubości od 5 do 25 μm. Przeszkodą w szerszym jej stosowaniu jest skomplikowany proces technologiczny i drogie odczynniki. Wodne roztwory do osadzania aluminium są kłopotliwe w eksploatacji, a otrzymana powłoka aluminium jest nieciągła. Dobre powłoki z aluminium na trudnoutlenialnych stopach Al można otrzymać z tzw. elektrolitów bezwodnych [16]. Nowa metoda opracowana w Holandii [17] przez zespół Abotta uprościła proces osadzania aluminium na określonych podłożach (Pt, Al, Ni) obniżając temperaturę do ok. 23°C [18]. Z tribologicznego punktu widzenia otrzymane tymi metodami platery mogą być przydatne, jeżeli na nich zostaną wytworzone warstwy o dobrych właściwościach tribologicznych, np. stop trudnoutlenialny pokryty aluminium lub stopem łatwoutlenialnym, na którym wytworzono powłokę APT+Me.

Interesującym sposobem wytwarzania odpornych na zużycie WW na stopach odlewniczych jest azotonasiarczanie pokrytego galwanicznie manganem stopu AK12. W wyniku tej technologii otrzymuje się wieloskładnikową powłokę kompozytową Mn-N-S współpracującą z żeliwem 300 w warunkach tarcia mieszanego. Powłoka ta jest dobrze związana z podłożem, zmniejsza o około 20% zużycie stopu, ale charakteryzuje się - zdaniem jej twórcy [19] - dość wysokim współczynnikiem tarcia, tj. wyższym niż przed jej nałożeniem. Jej twardość w pobliżu podłoża dochodzi do 570 $HV_{0.01}$, a na powierzchni 358 $HV_{0.01}$. Właściwościami tej powłoki można sterować przez odpowiedni dobór parametrów procesu obróbki galwanicznej i cieplno-chemicznej.

Metodą, w wyniku zastosowania której można osiągnąć bardzo istotne zmiany w budowie strefy przypowierzchniowej części maszyn wykonanych z dowolnego stopu aluminium,

jest platerowanie wybuchowe. Z badań własnych autora [20] wynika, że podczas łączenia blachy aluminiowej z blachą ze stopu PA6 metodą platerowania wybuchowego następuje silne umocnienie materiałów łączonych, któremu towarzyszą miejscowe pęknięcia podobne do pękania kruchego. Przy doborze odpowiedniej ilości materiału wybuchowego oraz właściwym sposobie inicjowania detonacji otrzymuje się pozbawiony pęknięć plater zawierający strefę o znacznie zwiększonej twardości. Dodatkowym efektem platerowania wybuchowego jest powstanie zafalowań powierzchni materiału podłoża, które stanowią - jak dowiodły badania autora - element konstrukcyjny warstwy przypowierzchniowej. Jeżeli na platerze typu Al/PA6 z zafalowaniami wytworzymy APT, to możemy uzyskać WW o zróżnicowanej budowie, której właściwości zależą od stosunku grubości g aluminiowej nakładki do średniej amplitudy zafalowań h. Możemy wyróżnić trzy przypadki: $g > h$, $g \approx h$, $g < h$ (rys. 2).

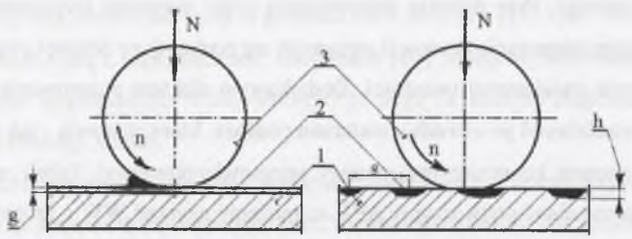


Rys. 2. Model złącza platerowanego wybuchowo (a - bez zafalowania; b - z zafalowaniami; 1 - nakładka, 2 - podłoże; g - grubość nakładki; s - długość fali; h - wysokość fali)

Fig.2. Model of explosive plated joint (a - without waves ripples, b - with waves ripples, 1 - cover plate, 2 - basic material, g - thickness of cover plate, s - wave length, h - wave amplitude)

Jeżeli grubość nakładki jest większa niż wysokość fali ($g > h$), to otrzymamy ciągłą powłokę tlenkową wytworzoną na aluminium. Dla przypadku $g < h$ (optimum $g \approx 0{,}5\ h$) otrzyma się powłokę mozaikową złożoną z tlenku wytworzonego na Al i stopie PA6. Właściwości tribologiczne tych tlenków różnią się istotnie. Tlenek na PA6 jest bardzo cienki i mniej odporny na ścieranie, ale podłoże, na którym się znajduje, przenosi wyższe naciski jednostkowe. Z częściami pokrytymi omawianą powłoką mogą współpracować elementy walcowe lub płaskie. Jeżeli naciski w strefie styku przewyższają wartości dopuszczalne, to występuje deformacja materiału nakładki i usuwanie go poza strefę styku w przypadku braku zafalowań. Jeżeli są zafalowania, których długość fali (s) jest właściwie dobrana do wymiarów walca lub pierścienia, to deformowany materiał nakładki mieszczący się między dwoma występami nie może być wyciśnięty na boki, lecz zostaje sprasowany. Skutkiem tego oraz występujących podczas współpracy drgań jest umocnienie materiału, z czym związany jest wzrost odporności

na zużycie. Opisane zjawisko może wystąpić w skojarzeniach typu pierścień/gładź cylindra w silniku lub sprężarce tłokowej oraz typu czop/panewka, przedstawionym na rysunku 3.



Rys. 3. Szkic platerowanego złącza Al/PA6 w skojarzeniu walec/element płaski (1 - materiał podłoża PA6, 2 - materiał nakładki Al, 3 - partner tribologiczny, g - grubość nakładki, h - wysokość fali, s - długość fali, N- siła nacisku)

Fig.3. Sketch of explosive plated Al/PA6 joint in the cylinder/plate - pairing (1- basic material PA6, 2 - covering material Al, 3 - sliding partner, g- thickness of cover plate, s- wave length, h- wave amplitude, N- load force)

Bardziej interesujące efekty można osiągnąć przy odpowiednio przeprowadzonym procesie platerowania, w wyniku którego otrzymuje się zafalowania w postaci pierścieni lub linii śrubowej na obwodach cylindra lub panewki. Czop lub pierścienie będą się opierać na wierzchołkach tych zafalowań. Jeżeli zamiast stopu PA6 zostanie użyty stop odlewniczy z dodatkiem grafitu, to powierzchnia styku będzie mozaiką zawierającą twarde kryształy krzemu i wydzielenia grafitu pochodzące z podłoża oraz twardy, odporny na ścieranie, nasączony olejem tlenek glinu, wytworzony na materiale nakładki.

Wytwarzanie tribologicznie przydatnych TWW na stopach aluminium metodami natryskiwania plazmowego nie jest zbyt rozpowszechnione. Jednym z takich rozwiązań jest plazmowe nanoszenie na stop Al5083 (Al, 4,2 Mg, 0,5 Mn, 0,4 Si, 0,2 Fe, 0,2 Zn, 2 Cr, 0,1 Cu) powłoki kompozytowej zawierającej Al, 2% Ni i cząstki zbrojące Al_2O_3, SiC lub TiC o średnicach 70 i 140 μm. Obecność ceramicznych cząstek Al_2O_3 i SiC w osnowie powłoki zwiększa odporność na zużycie stopu aluminium w warunkach badań na testerze z gumowym kołem w obecności ciała trzeciego (piasek). Autorzy [21, 22] badali skojarzenie w warunkach tarcia suchego i mokrego nie podając wartości współczynnika tarcia.

Podstawowymi problemami, z którymi należy się uporać w tej grupie metod, jest szybkie utlenianie aluminium osłabiające przyczepność powłoki do podłoża oraz zbyt duża twardość i chropowatość samych powłok utrudniająca obróbkę. Dlatego powłoki wytwarzane metodami wysokoenergetycznymi nie są zbyt często stosowane na skojarzenia ślizgowe. Według

Białuckiego [23], próby natryskiwania warstwy FeCr25Al9 na stopy AK20 i PA6 wykazały, że jej przyczepność do stopów aluminium jest stosunkowo niewielka w porównaniu z przyczepnością do podłoża stalowego.

Firma Sulzer opracowała metodę plazmowego pokrywania proszkami ze stali niskostopowej gładzi tulei cylindrowych ze stopu AlSi. Metoda ta, aby zapewnić odpowiednią przyczepność powłoki do podłoża, wymaga przygotowania powierzchni piaskowaniem (ziarnami Al_2O_3) w celu uzyskania chropowatości Ra = 10 μm. Po nałożeniu powłoka o grubości 150÷200 μm jest honowana narzędziami diamentowymi [24].

W badaniach własnych autora stwierdzono podczas współpracy ślizgowej, a nawet w trakcie przechowywania, lokalne odpadanie powłok Al_2O_3 naniesionych na stop PA2. Chropowatość tych powłok, przy ich znacznej twardości, jest za duża do współpracy ślizgowej z jakimkolwiek partnerem. Obróbka narzędziami diamentowymi jest mało wydajna.

Przyczepność powłok można poprawić stosując metodę impulsową (detonacyjną). Jednak warstwy Al_2O_3 naniesione tą metodą nie nadają się na skojarzenia ślizgowe bez kosztownej obróbki zmniejszającej chropowatość. W pracy [25] można znaleźć informacje o nanoszeniu powłok na podłoże stalowe i spieki, jednak brak jest danych o ich nanoszeniu na podłoże aluminiowe.

2.1.3. Zerowe metody wytwarzania WW

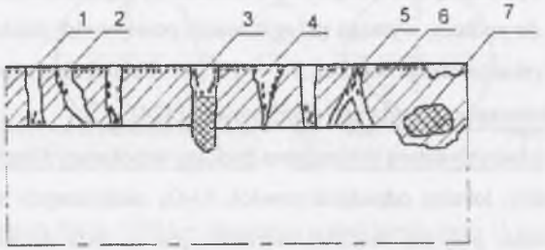
Do tej grupy metod należą zabiegi technologiczne nie powodujące istotnych zmian wymiarów ani związanego z tym położenia warstwy wierzchniej w stosunku do rdzenia materiału. Następstwem naniesienia niektórych powłok metodami tej grupy jest wzrost naprężeń własnych w strefie przypowierzchniowej obrabianego detalu. Metodami pozwalającymi otrzymać warstwy wierzchnie o dobrych właściwościach tribologicznych są m. in.:

a) implantacja jonowa metali (np. Ni, Sn, Ag, Cu) [26], domieszkowanie (stopowanie) laserowe i impulsowa obróbka laserowa [27],
b) wzmocnienie stopu lub jego strefy przypowierzchniowej fazą zbrojącą, np. SiC i Al_2O_3 w postaci cząstek [8, 28, 29] i włókien [30, 31, 32, 33],
c) modyfikacja składu chemicznego mikrododatkami i obróbka cieplna, np. w celu rozdrobnienia struktury [34], modyfikacja fazą obcą, np. grafitem lub miką [35].

2.1.3.1. Implantacja jonowa

Implantacja jonowa daje nieograniczone możliwości kształtowania właściwości WW. Metodą tą można implantować do stopu aluminium, przed jak i po anodowaniu, większość

metali, zakrywając całą powierzchnię lub tylko jej wybrane fragmenty. Interesujące dla tribologii rezultaty można osiągnąć implantując wybrane metale rozmieszczone na całej powierzchni lub w formie mozaiki na powierzchni przeznaczonej do współpracy (rys. 4). Efektem tego jest wzrost naprężeń wewnętrznych w warstwie wierzchniej.



Rys. 4. Model powłoki kompozytowej otrzymanej w wyniku implantacji jonów do APT (1 - por wskrośny z dnem zapełnionym metalem modyfikującym; 2 - por ukośny zapełniony metalem od góry; 3 - makropor powstały na składniku stopowym lub wtrąceniu, 4 - wada lub pęknięcie APT wypełnione metalem modyfikującym; 5 - pory ukośne połączone od góry; 6 - metal modyfikujący w nierównościach powierzchni i strukturze APT; 7 - składnik stopowy, cząstka zbrojąca lub zanieczyszczenie

Fig. 4. Model of the composite layer produced by implanting ions into AHC (1- cross pore with metal filled bottom, 2 - sloping pore filled in top with metal, 3 - macro pore arising on alloy elements or inclusion, 4 - defect or crack in the AHC filled with a modifying metal, 5 - sloping pores connected at the top, 6 - metal modifying surface in irregularities and structure of the AHC, 7 - alloy element, reinforcing particle or impurities.

W laboratoriach Toyoty opracowano metodę jonowego azotowania większości dostępnych w handlu stopów aluminium. Uzyskana warstewka o grubości 5÷10 μm, twardości 1000÷1600 HV_{10} ma większą odporność na zużycie niż anodowa powłoka tlenkowa. Podczas współpracy ślizgowej w węźle tarcia „cros-pin" (skrzyżowane trzpienie) z różnymi partnerami uzyskano współczynnik tarcia 0,05÷0,08 przy smarowaniu olejem silnikowym (SAE20W-40) i obciążeniu 120 N [36]. Podstawową wadą implantacji jest wysoka cena procesu i urządzenia do implantacji.

Podobny, jak przy implantowaniu jonowym, efekt wzbogacenia strefy przypowierzchniowej dowolnymi pierwiastkami można osiągnąć przez domieszkowanie laserowe, zwane też „stopowaniem laserowym". Metoda ta polega na przetapianiu niewielkich objętości materiału uprzednio pokrytego wybranym metalem (w postaci past) w celu uzyskania stopu o potrzebnych właściwościach. Znane są też rozwiązania z zasypnikiem sproszkowanego metalu domieszkującego. Laserowe wzbogacanie stopów aluminium jest jeszcze w stadium badań laboratoryjnych. Przeszkodą w szerszym stosowaniu tej metody jest wysoka cena wytwarzania powłoki.

Laserowa obróbka impulsowa stopu aluminium 2024-T62 dała sześciokrotny wzrost trwałości zmęczeniowej i spadek chropowatości powierzchni Ra z 6,3 μm do 0,1 μm. Autorzy pracy [27] tłumaczą wzrost trwałości zwiększeniem gęstości dyslokacji oraz spadkiem chropowatości. Nie podają, czy wykonywali badania tribologiczne. Fakt umocnienia strefy przypowierzchniowej i znacznego spadku chropowatości może mieć istotny wpływ na właściwości tribologiczne obrabianych tą metodą powierzchni. Umocnienie tym sposobem powoduje spadek zużycia, a mniejsza wartość Ra powoduje spadek współczynnika tarcia i ogranicza zużywanie partnera.

Obiecujące, z tribologicznego punktu widzenia, rezultaty można osiągnąć również przez azotowanie i azotowanie plazmowe stopów aluminium. Azot dostarczany jest do specjalnej komory gazowej lub kąpieli solnej, gdzie w wyniku reakcji chemicznych tworzy z aluminium związki o dużej twardości. Według Katzera [37, 38], na azotowanych elementach powstaje warstewka AlN o równomiernej grubości od 2 do 5 μm i mikrotwardości do 400 $\mu HV_{0,02}$. Według Stocka [39, 40], na stopie AlMgSi0,5 uzyskuje się powłoki $(AlN)_x(Al_2O_3)_{1-x}$ o twardości do 1200 μHV i grubości 2 ÷ 6 μm, przy twardości wyjściowej stopu poniżej 100 μHV. Właściwości tribologiczne tych powłok nie są jeszcze zbyt dobrze poznane. Instalacje badawcze do azotowania aluminium funkcjonują m. in. w Uniwersytecie w Erfurcie i w Instytucie Inżynierii Materiałowej w Bremie. Części aluminiowe z tego typu powłokami nie znalazły jeszcze przemysłowego zastosowania.

2.1.3.2. Zbrojenie stopów

Wprowadzenie fazy zbrojącej (FZ) do stopów aluminium zmienia w istotny sposób ich właściwości tribologiczne. Dodanie do 10% włókien Al_2O_3 lub SiC do stopu AlSi12CuMgNi (Mahle 124, [41]) zwiększa odporność na zużycie półek pierścieni tłokowych oraz odporność na zmienne obciążenia cieplne denka tłoka silnika spalinowego. Obecność ceramicznych włókien w półce wymaga jednak dodatkowego wzmocnienia samych pierścieni przed nadmiernym zużyciem. Jeżeli jako materiał zbrojący zostaną użyte elementy ceramiczne, np. tlenki glinu, to zmienią się znacznie właściwości cieplne strefy przypowierzchniowej. Obecność ceramiki, której współczynnik przewodności cieplnej λ maleje wraz ze wzrostem temperatury w zakresie od 30 (przy 293 K) do 7,5 [W/(m K)] (przy 1873 K) dla fazy krystalicznej [42], pogarsza odprowadzanie ciepła. Skuteczność zmian przewodności cieplnej zależy od postaci i od sposobu rozmieszczenia ceramicznej fazy zbrojącej w materiale osnowy. Inną

przewodność mają stopy wzmocnione włóknami Al_2O_3 ułożonymi prostopadle do kierunku przepływu ciepła, inną z włóknami równoległymi, a jeszcze inną, gdy włókna są rozłożone bez wyraźnej orientacji. Odmienny efekt można osiągnąć wzmacniając stopy aluminium sferoidalnymi cząstkami Al_2O_3 lub SiC.

Znanych jest wiele przykładów przemysłowego zastosowania stopów aluminium zbrojonych materiałami ceramicznymi. Firma Honda stosuje od 1991 roku na tuleje cylindrowe kompozyt Al/Al_2O_3, w wyniku czego zmniejszono masę silnika i poprawiono odporność na zużycie [33]. W samochodzie Toyota od 1983 roku stosuje się zbrojenie półek pierścieniowych tłoków kompozytem Al/Al_2O_3., dzięki czemu uzyskano zmniejszenie masy tłoka i poprawę jego odporności na zużycie w podwyższonej temperaturze [33]. W samochodzie Porsche Boxter zastosowano tuleje cylindrowe z zawierającego 25% SiC materiału o nazwie Lokasil II, zatapianego w siluminie. Firmy MAHLE i Kolben Schmidt stosują tłoki z wkładką wzmocnioną krótkimi włóknami Al_2O_3, chroniącą półki pierścieni i denko tłoka. W maszynach energetycznych stosuje się łopatki i wirniki z materiałów kompozytowych [43], które są narażone na zużywanie abrazyjne.

Interesującym rozwiązaniem są kompozyty hybrydowe, wytworzone przez dodanie do osnowy dwojakiego rodzaju fazy uszlachetniającej, tj. SiC i grafitu, co opisano w pracy [44]. Autorzy po przebadaniu stopu krzemowego A356 zbrojonego 20% SiC oraz tego samego kompozytu z dodatkiem 10% grafitu we współpracy ze stalą w warunkach tarcia suchego uzyskali prawie dziesięciokrotny spadek zużycia po dodaniu tylko SiC oraz pięciokrotny przy kompozycie hybrydowym (SiC+grafit). Autorzy nie podają wartości współczynnika tarcia. Na podstawie informacji o zmniejszeniu o 45°C temperatury w pobliżu strefy tarcia kompozytu hybrydowego można wnioskować, że siły tarcia są mniejsze.

Istotnym z punktu widzenia tribologii efektem towarzyszącym wzmocnieniu stopów aluminium ceramiczną FZ jest zmiana rozkładu twardości w strefie przypowierzchniowej lub w całej objętości. Zmniejszając zawartość FZ w miarę oddalania się od powierzchni można uzyskać płynną zmianę twardości, co jest pożądane ze względu na przenoszone obciążenia i na koszty. Zbyt duża zawartość FZ może prowadzić do spadku modułu Younga w temperaturze otoczenia z 93 na 74 GPa po dodaniu 20% włókien Al_2O_3 [45]. Dalsze informacje na temat wpływu fazy zbrojącej znajdują się w rozdziale 3.7.

2.1.3.3. Modyfikacja składu chemicznego stopów

Modyfikacja składu chemicznego ma na celu poprawę właściwości tribologicznych stopów aluminium. Jednym ze sposobów modyfikacji jest dodanie grafitu. Prasad i Rohatgi

[46] podają, że dodanie od 1,1% do 5,2% grafitu zmniejsza zużycie ścierne kompozytu Al-grafit nawet pięciokrotnie (Al-45Cu+3% GR). Natomiast Gibson [47] podaje, że obecność grafitu powoduje spadek współczynnika tarcia z 0,38 do 0,28 dla stopu AlSi11 i z 0,28 do 0,20 dla stopu AlSi7 (8% wag. GR). Według Cholewy [48, 49], przeznaczone na łożyska ślizgowe stopy aluminium o dobrych właściwościach można otrzymać przez dodanie 2÷4% cząstek grafitu ϕ = 3÷100 μm. Podczas współpracy ze stalowym pierścieniem tłokowym w warunkach ograniczonego smarowania uzyskano współczynnik tarcia μ = 0,01÷0,02 przy p = 1 MPa i v = 1 m/s. Znane też są modyfikacje stopów aluminium w celu poprawy właściwości wytrzymałościowych i ślizgowych przy użyciu włókien węglowych i miki [31].

Na potrzeby tej pracy dokonano celowo podziału metod poprawy właściwości tribologicznych na zbrojenie i modyfikację. Jako kryterium podziału przyjęto wzajemną relację pomiędzy wytrzymałością na ścinane materiału osnowy (τ_o) i materiału cząstki (τ_p). Jeżeli $\tau_o < \tau_p$ to stop jest wzmocniony (zbrojony). Poprawia to jego odporność na zużycie, ale intensyfikuje zużycie partnera w skojarzeniu i zwiększa współczynnik tarcia. Jeżeli $\tau_o > \tau_p$, to stop jest modyfikowany. Odporność na zużycie takiego materiału w skojarzeniu ślizgowym wzrasta, a współczynnik tarcia maleje. Oba przypadki należą do nowej generacji tworzyw konstrukcyjnych, tj. materiałów kompozytowych AlMC.

2.1.4. Mieszane metody wytwarzania WW

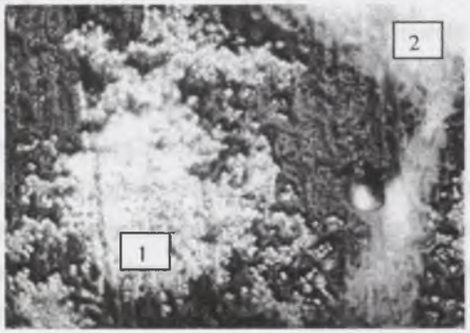
W metodach tych warstwa wierzchnia zmienia swe położenie zarówno w stronę rdzenia detalu, jak i na zewnątrz. Do tej grupy metod zaliczamy przede wszystkim anodowe utlenianie twarde i anodowanie w mikrołuku (anodowanie iskrowe). Otrzymana w wyniku pierwszego procesu powłoka tlenkowa narasta prawie równomiernie w dwóch kierunkach, tj. około 50% w stronę rdzenia i 50% w stronę elektrolitu. Wymiar zewnętrzny anodowanego przedmiotu zwiększa się o połowę grubości powłoki, a w przypadku otworu maleje jego średnica. Jest to bardzo istotna zmiana, którą należy uwzględnić podczas procesu obróbki. Proporcje pomiędzy narastaniem powłoki do rdzenia i na zewnątrz w procesie iskrowym nie są podawane w cytowanej literaturze [50, 51].

Otrzymywane w wyniku anodowania twardego powłoki tlenkowe przyczyniły się do jakościowo nowych zastosowań stopów aluminium w budowie maszyn, jako elementów par ślizgowych pracujących w warunkach tarcia technicznie suchego [12, 52] i ograniczonego smarowania [53]. Przyczyniły się do tego ich następujące cechy: wysoka twardość, bardzo dobra przyczepność do podłoża uniemożliwiająca mechaniczne oddzielenie, działanie antyadhezyjne na styku tworzywo sztuczne/stop aluminium, duża odporność na ścieranie i duża

zdolność do sorbowania substancji smarnych oraz ochrona podłoża przed pękaniem podczas cyklicznych obciążeń cieplnych. Budowa, podstawowe właściwości tribologiczne i możliwości ich poprawy podczas eksploatacji są opisane w dalszych rozdziałach niniejszej pracy.

W wyniku iskrowego anodowania stopu LY12 (AlCuMg – 3,8÷4,9% Cu; 1,2÷1,8% Mg; 0,3÷0,9% Mn) w elektrolicie z dodatkiem proszków: SiC i Al_2O_3 (2÷3 μm) uzyskano powłokę o grubości od 150 do 180 μm i twardości od 1150 do 1700 μHV. Odporność na zużycie stopu pokrytego powłokami zależy od rodzaju cząstek dodanych do elektrolitu. Wyznaczony w teście krążek/krążek (pokryty powłoką) współczynnik tarcia mieścił się w przedziale 0,4 do 0,5. Dodanie do elektrolitu proszków ceramicznych poprawia odporność na zużycie badanych powłok. Autorzy nie podają zużycia partnera [50, 51].

Inną metodą mieszaną jest opracowane w Anglii wgniatanie, za pomocą specjalnego urządzenia, do strefy przypowierzchniowej cząstek SiC (metoda Laystall). Zwiększa to odporność na zużycie materiału umacnianego, ale pogarsza chropowatość powierzchni [54]. Wgniecione cząstki SiC zwiększają w strefie tarcia udział fazy o dużej odporności na ścinanie, co zwiększa intensywność zużywania partnera i opory tarcia na początku współpracy.



Rys. 5. Widok powierzchni powłoki kompozytowej wytworzonej na platerze Al/PA6 (wyraźnie widoczne różnice w budowie powłoki na podłożu z różnych materiałów; na aluminium jest więcej drobnych wydzieleń Ni – jasne sfery (1); na stopie PA6 nikiel jest połączony w duży konglomerat (2); x 150)

Fig. 5. View of the surface of the composite layer produced on *the* Al/PA6 plate (differences in *the* structure of *layer* grown on different materials can be seen: a large amount of small Ni precipitates on aluminium - bright spheres (1); Ni forms a big conglomerate on PA6 alloy (2) x 50)

Do grupy metod mieszanych zalicza się także zabiegi i technologie łączące omówione wcześniej grupy, np. anodowanie stopu łatwo utlenialnego naniesionego na stop trudno utlenialny, ale o dobrych właściwościach wytrzymałościowych. Stop łatwo utlenialny może być

naniesiony przez platerowanie lub przez osadzanie elektrochemiczne. W wyniku połączenia kilku metod zmieniają się właściwości tworzyw i wymiary obrabianych części maszyn. Z przeprowadzonych przez autora tej pracy badań wynika, że najlepsze rezultaty można osiągnąć przez połączenie platerowania wybuchowego i anodowania twardego. Otrzymane w wyniku platerowania złącza Al/PA6 i Al/stal anodują się bardzo dobrze, a otrzymany tlenek daje się modyfikować niklem i nasączać olejem. Przykłady takich platerów przedstawiono na rysunku 5. Podstawowe informacje o procesie wytwarzania PK na złączach platerowanych wybuchowo zawarto w pracy [20].

2.2. Eksploatacyjne metody wytwarzania WW

Do tej grupy należy zaliczyć metody kształtowania wybranych właściwości już istniejących warstw podczas ich eksploatacji. Są to zabiegi mające na celu poprawę wybranych właściwości tribologicznych skojarzeń, np. platerowanie tarciowe wybranym metalem lub dwusiarczkiem molibdenu. Z danych literaturowych [55, 56, 57, 58] i badań własnych autora [59] wynika, że najbardziej nadającą się do eksploatacyjnego kształtowania właściwości tribologicznych stopów aluminium jest platerowanie tarciowe miedzią, cyną lub niklem. Podstawą do zastosowania tej metody jest wytworzenie na stopie Al powłoki kompozytowej APT+Ni. Współpraca ślizgowa mającego taką warstwę wierzchnią stopu z żeliwem w obecności środków smarnych zawierających specjalnie przygotowane dodatki platerujące na bazie miedzi, cyny, srebra lub niklu odbiega znacznie od warunków smarowania konwencjonalnego, tj. bez ww. dodatków. Jeżeli olej smarujący skojarzenie zawiera dodatek na bazie miedzi, to dzięki różnicy potencjałów normalnych składników kompozytowej warstwy wierzchniej i triboelektrodynamicznemu oddziaływaniu między żeliwem a wierzchołkami pracujących wydzieleń niklowych osadza się na nich cienka warstewka miedzi. Właściwości miedzi osadzonej tarciowo są inne niż litej. Jej wytrzymałość na ścinanie jest niewielka, dzięki czemu opory tarcia maleją znacznie. W procesie tarcia, między wydzieleniami Ni i żeliwem, można wyróżnić dwa równoległe przebiegające zjawiska, to jest:

- zużywanie tribologiczne,
- osadzanie warstewki Cu, jeżeli w środku smarnym znajduje się dostateczna ilość odpowiednio przygotowanej miedzi.

Efektem takiego procesu tarcia jest zahamowanie zużycia elementów skojarzenia, obniżenie i stabilizacja oporów tarcia oraz nieznaczny spadek i stabilizacja temperatury w pobliżu strefy tarcia.

Metoda eksploatacyjnego kształtowania właściwości ślizgowych z zastosowaniem miedziowania tarciowego PK jest bardzo przydatna do poprawy charakterystyk tribologicznych skojarzenia żeliwo szare/PK. Jej podstawy teoretyczne, możliwości wykorzystania i spodziewane efekty zostaną opisane w dalszej części pracy.

2.3. Anodowa powłoka tlenkowa na stopach aluminium przeznaczonych na skojarzenia ślizgowe

Pokrycia metalowe i tlenkowe przyczyniły się do jakościowo nowych zastosowań stopów aluminium na elementy skojarzeń ślizgowych. Zaważyły na tym właściwości uzyskiwane dzięki wytwarzaniu powłok kompozytowych.

W przypadku wytworzonych elektrolitycznie - w wyniku anodowania twardego - warstw tlenkowych istotne są ich następujące cechy: wysoka twardość, bardzo dobra przyczepność uniemożliwiająca mechaniczne oddzielenie od podłoża, duża odporność na ścieranie, duża mikro- i makroporowatość umożliwiająca sorbowanie substancji smarnych oraz wprowadzenie metali w pory.

Dzięki swym właściwościom powłoki tlenkowe znalazły zastosowanie w niektórych skojarzeniach maszyn pracujących w warunkach tarcia technicznie suchego, np. w sprężarkach bezsmarowych produkcji ZM Pomet Poznań [12] i czytnikach stacji dysków oraz w warunkach ograniczonego smarowania, np. w sprężarce KL-2 [53] i w siłownikach pneumatycznych napędu robotów [60]. Dzięki swym właściwościom cieplnym anodowe powłoki tlenkowe są stosowane do ochrony podłoża przed krótkotrwałym działaniem wysokich temperatur i przed cyklicznymi zmianami temperatur, np. na obciążonych cieplnie tłokach silników spalinowych firm Mahle [30], Kolben Schmidt [61] i ZM Wola w Warszawie oraz na dyszach silników rakietowych [62]. Powłoki tlenkowe wytworzone na denkach tłoków silników spalinowych nie współpracują bezpośrednio z gładzią cylindrową. Owalny kształt tłoka nie pozwala na kontakt tlenku z gładzią cylindra. Podstawowym zadaniem powłoki tlenkowej jest zmiana współczynników wnikania i przewodzenia ciepła przez materiał denka tłoka.

Nieco inną rolę dla ceramiki Al_2O_3 w postaci włókien przewidziano w tłokach firmy Mahle, gdzie włókna te, m. in. wzmacniając półki pierścieniowe współpracują z żeliwnymi pierścieniami tłokowymi. Dodatkowo wkładki z włóknami chronią denko tłoka przed niszczącym działaniem impulsów cieplnych. Rozwiązanie to można - zdaniem autora niniejszej pracy - dodatkowo wykorzystywać w celu sterowania przepływem ciepła. Odpowiednio

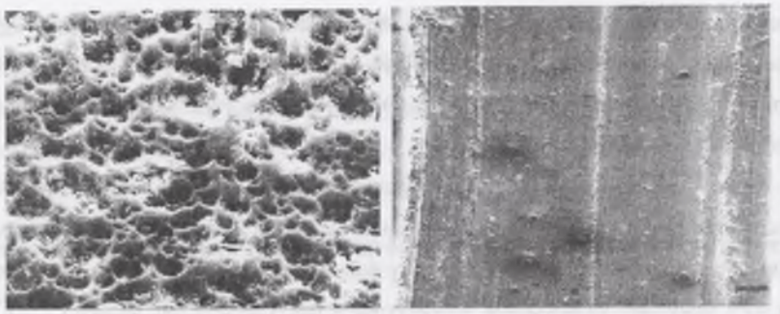
wykonana wkładka w postaci pierścienia zawierającego fazę zbrojącą o mniejszym współczynniku przewodzenia ciepła może zmienić warunki przepływu strumienia ciepła. Wtedy strumień będzie skierowany na płaszcz tłoka, co poprawia warunki pracy górnych pierścieni przez obniżenie ich temperatury.

W interesujący, z technologicznego punktu widzenia, sposób poprawiono właściwości tribologiczne wytworzonej w kwasie szczawiowym APT w rozwiązaniu zaproponowanym w Akademii Nauk w Chinach [63]. Autorzy dokonali syntezy dwusiarczku molibdenu w porach APT uzyskując zmniejszenie współczynnika tarcia technicznie suchego z 0,87 do 0,65 oraz znaczne zmniejszenie zużycia stalowej kulki współpracującej z APT. Rozwiązanie to może znaleźć zastosowanie w skojarzeniach ciernych.

Przy bezpośredniej współpracy ślizgowej anodowej powłoki twardej z żeliwem szarym występuje zbyt intensywne jego zużywanie ścierne w początkowym etapie współpracy oraz pękanie, wykruszanie i inkludowanie tlenku przez osnowę partnera ze względu na jego dużą kruchość i brak odporności na obciążenia dynamiczne. W celu ograniczenia skutków ww. wad opracowano na Wydziale Techniki Uniwersytetu Śląskiego w Katowicach dwie metody uelastyczniania powłoki tlenkowej przeznaczonej na skojarzenia ślizgowe.

Metodę pierwszą oparto na elektrolitycznym zbrojeniu twardej, ale kruchej APT, ciągliwym, elastycznym metalem - niklem lub miedzią. Powłoka po takiej modyfikacji została nazwana poliwarstwą (PW) lub powłoką kompozytową (PK). Podstawy teoretyczne procesu modyfikacji przedstawiono w pracach [64 i 65]. Powłoka ta jest przedmiotem dalszych rozdziałów niniejszej pracy.

W metodzie drugiej wykorzystano rozpylanie katodowe i implantację jonową [66, 67]. Ze względu na jeszcze dość wysoką cenę i małą powszechność stosowanych urządzeń, technologie te są stosowane w ograniczonym zakresie. Z badań przeprowadzonych przez Legierskiego [66] wynika, że z tribologicznego punktu widzenia najistotniejszym problemem przy wytwarzaniu powłok kompozytowych typu APT+Ni metodą rozpylania katodowego jest odpowiedni dobór grubości napylonej warstewki niklu. Jeżeli grubość jest zbyt duża, to powłoka Ni jest szczelna. Przyczyną uszczelniania powłoki jest jej warstewkowa budowa i stożkowy kształt zarodków niklu. Nałożenie powłoki Ni z kilku warstewek uniemożliwia sorbowanie oleju przez tlenek aluminium, co obniża nasiąkliwość PK i powoduje wzrost współczynnika tarcia. Jeżeli grubość warstewki Ni jest zbyt mała, to wierzchołki nierówności APT wystają ponad nikiel i skrawają współpracujące z powłoką żeliwo.



a) SEM x 1000 b) SEM x 1000

Rys. 6. Widok powierzchni powłoki APT+Ni wytworzonej przez rozpylanie katodowe niklu na powierzchni APT a) przed współpracą ślizgową; widoczna makroporowatość w postaci ciemnych wnęk; b) po współpracy ślizgowej z żeliwem K14 (p = 3 MPa, v = 2,5 m/s); widoczne znaczne zmniejszenie makroporowatości na skutek zużycia i rysy wzdłuż kierunku współpracy spowodowane odłamkami APT inkludowanymi w żeliwie

Fig. 6. Surface view of AHC+Ni layer produced through nickel sputtering on the AHC layer: a) before sliding, the macro pores are visible in form of dark cavities, SEM x 1000, b) after sliding against cast iron K14; the size of micro pores is visibly reduced; there are smaller, worn macro pores and scratches along the friction direction caused by fragments of AHC imbedded into the cast iron

Dodatkowo przy zbyt dużych grubościach warstewki Ni odpadają od podłoża podczas współpracy ślizgowej. Więcej informacji na temat wytwarzania, budowy i wybranych właściwości tych powłok można znaleźć w pracach [66, 67]. Widok powierzchni powłoki APT+Ni wytworzonej metodą rozpylania katodowego przed i po współpracy ślizgowej z żeliwem szarym w warunkach ograniczonego smarowania przedstawiono na rysunku 6.

2.4. Powłoka kompozytowa APT+Ni

W wyniku modyfikacji anodowej powłoki tlenkowej uzyskuje się zmiany jej budowy i właściwości. Metal modyfikujący (MeM) wnikając w pory o mniejszej objętości lub nachylone do podłoża pod kątem różnym od prostego, wypełnia je całkowicie lub zamyka i rozrasta się po powierzchni tlenku tworząc, dzięki swej elastyczności, jego zabezpieczenie. Pory większe objętościowo i prostopadłe do podłoża nie zapełniają się całkowicie niklem, stanowiąc nadal zasobniki dla środka smarnego. Ilość metalu wystającego z zapełnionych porów i stopień niewypełnienia innych można regulować parametrami procesu modyfikacji. Należy je tak dobrać, aby wytworzyć poliwarstwę optymalną pod względem tribologicznym, tj. wykazującą minimalne opory tarcia i zużycie we współpracy z żeliwem szarym w warunkach ograniczonego smarowania. Podstawą do minimalizacji oporów tarcia przy ograniczonym smarowaniu jest duża aktywność fizyczna i chemiczna powierzchni zapewniająca wytworzenie na niej trwałej, odpowiednio grubej warstwy granicznej środka smarnego. Duży stopień rozwinięcia powierzchni tlenku aluminium i jej chropowatość mają wpływ na pole rzeczywistej powierzchni styku (PRPS), które określa naciski jednostkowe panujące w skojarzeniu. Łączne oddziaływanie oporów tarcia i nacisków jednostkowych ma wpływ na intensywność zużywania skojarzenia. O tribologicznej przydatności powłoki APT+Ni decyduje ilość sorbowanego przez nią oleju i sposób jego związania z podłożem. Chcąc określić ilość oleju sorbowanego przez powłokę o znanej powierzchni i grubości wprowadzono pojęcie nasiąkliwości powłoki kompozytowej. Zależność nasiąkliwości i chropowatości od parametrów wytwarzania daje się opisać równaniami matematycznymi, zwanymi funkcjami konstytuowania.

Zależna od parametrów anodowania budowa otrzymanej powłoki tlenkowej pozwala na sorbowanie przez nią znacznych ilości oleju, w sposób uniemożliwiający praktycznie jego usunięcie. Nawet metodą odsysania próżniowego nie udało się, w badaniach autora, całkowicie usunąć oleju z powłok po współpracy ślizgowej w obecności środka smarnego. Właściwość ta pozwala na zastosowanie APT na elementach skojarzeń pracujących w warunkach niedoboru środka smarnego (ograniczonego smarowania). Czynnikiem decydującym o ilości sorbowanego środka smarnego jest porowatość powłoki zależna od parametrów anodowania.

Na Uniwersytecie Śląskim opracowano dwie metody anodowania, tj. anodowania niskotemperaturowego (270÷276 K), w wyniku którego otrzymuje się niskotemperaturową anodową powłokę tlenkową (NAPT) i anodowania wysokotemperaturowego (293÷313 K), pozwalającą otrzymać wysokotemperaturową anodową powłokę tlenkową (WAPT).

Podczas anodowania metodą niskotemperaturową można uzyskać powłoki bardzo twarde i szczelne oraz mniej twarde i bardziej porowate. Czynnikami wpływającymi na budowę powłoki są stężenie elektrolitu i gęstość anodowa prądu [65]. Podczas anodowania metodą wysokotemperaturową można sterować porowatością otrzymywanego tlenku aluminium w zakresie 2÷19%. Niższe napięcia formowania powłoki zwiększają jej porowatość (nawet 40%). Powłoki wytwarzane przy niższym napięciu sorbują więcej oleju podczas nasączania. Jest on mocniej związany z podłożem i nie daje się łatwo usunąć z powierzchni współpracy, np. przez pierścień ślizgający się po anodowanej gładzi cylindra. W celu zapewnienia określonego poziomu współczynnika tarcia potrzeba mniej oleju. Powłoki o niższej porowatości (8÷10%) nadają się do współpracy z tworzywami zawierającymi PTFE w warunkach tarcia technicznie suchego, natomiast o wyższej porowatości (15÷19%) - do współpracy z tworzywami i żeliwem szarym w warunkach konwencjonalnego i ograniczonego smarowania [68].

Smarowanie to polega na podawaniu oleju do strefy tarcia tylko wtedy, gdy skojarzenie tego wymaga, sygnalizując zapotrzebowanie wzrostem współczynnika tarcia. Olej jest wówczas podawany w postaci mgły przez specjalny układ dawkujący. Układ ten pozwala zadawać graniczną wartość współczynnika tarcia. Jeżeli wartość ta zostanie przekroczona, to układ sterujący wymusza wtryski tak długo, aż opory tarcia obniżą się. Liczba wtrysków określa ilość oleju zużytego do smarowania skojarzenia. Więcej wtrysków, to wyższe koszty zakupu oleju, ale niższe koszty eksploatacji obiektu technicznego, w którym zastosowano powłoki tlenkowe. Użytkownik musi sam zdecydować, jakie przyjąć warunki eksploatacji.

Pomocą w podjęciu stosownej decyzji może być przedstawiona na rysunku 7 teoretyczna zależność między wartością współczynnika tarcia (μ) i kosztami smarowania (K), a ilością oleju (ρ) wprowadzonego do skojarzenia żeliwo szare/APT+Ni. Na rysunku tym są widoczne trzy obszary możliwej pracy skojarzenia:

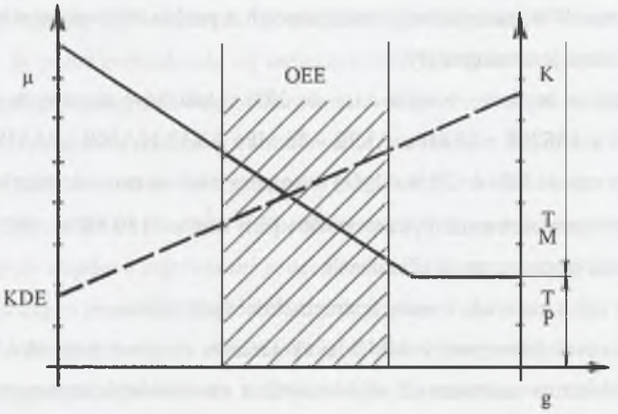
- położony w środku wykresu (zakreskowany) obszar ekonomicznej eksploatacji (OEE), pokrywający swym zasięgiem przecięcie się linii współczynnika tarcia i zużycia oleju;
- obszar niskich kosztów zakupu oleju, ale wyższych kosztów eksploatacji (wyższe opory tarcia) i większe zużycie skojarzenia (znajdujący się na lewo od OEE);
- obszar niskich kosztów eksploatacji (małe μ i mniejsze zużycie skojarzenia), ale podwyższonych nakładów na środki smarne (duże zużycie oleju - ρ).

Obszar ekonomicznej eksploatacji jest kompromisem pomiędzy nakładami na środek smarny i na pokonywanie oporów tarcia. Szerokość i położenie OEE zależą od wielu czynników, m. in. od rodzaju użytego środka smarnego i stopnia zakrycia tlenku metalem modyfikującym. Najlepiej sorbowane przez tlenek są oleje o krótkich łańcuchach (absorpcja) i z dużą ilością grup polarnych (adsorpcja).

2.5. Ocena aktualnego stanu metod kształtowania WW na stopach aluminium i teza pracy

Na podstawie przedstawionego przeglądu literatury i analizy technologii stosowanych w wybranych zakładach przemysłowych (w Polsce i za granicą) można stwierdzić, że kierunkiem technologii wytwarzania zarówno konwencjonalnych stopów aluminium, jak i kompozytów na bazie stopów Al (AlMC) jest uzyskanie jednorodności kompozytu [31, 35], co jest jednym z kryteriów technologicznej poprawności wytwarzania.

Materiały kompozytowe są jeszcze dość drogie. W pracy Sobczaka [32] można znaleźć informacje, że cena 1 kg części konstrukcji lotniczych wykonanych z kompozytów dochodzi do 660 USD, a typowych części samochodowych do 11 USD, ale kompozytowy tłok samochodowy jest droższy o ok. 200 USD od wykonanego z materiału konwencjonalnego. W roku 2001 cena 1 kg pręta wyciskanego ze stopu 6061 zawierającego 10, 15 i 22% cząstek Al_2O_3 wynosi u producenta Alcan w Kanadzie około 8 USD. Według danych tegoż producenta koszt cięcia 1 cm^2 powierzchni wynosi 45 USC.



Rys. 7. Schemat teoretycznej zależności współczynnika tarcia (μ) i kosztów smarowania od ilości oleju (g) wprowadzonego do skojarzenia: — współczynnik tarcia μ; - - koszty smarowania K; KDE - koszt dawki elementarnej oleju; OEE - obszar ekonomicznej eksploatacji; TP - tarcie płynne; TM - tarcie mieszane

Fig. 7. Theoretical dependence between friction coefficient (μ) and lubrication costs (K) from the oil quantity (g) given to the pairing: — μ, -- K, KDE- costs of basic oil dose, OEE - economic exploitation area, TP - fluid lubrication, TM - boundary lubrication

Materiały kompozytowe, oprócz wyższej ceny, mają jeszcze jedną wadę ograniczającą ich zastosowanie do wytwarzania skojarzeń ślizgowych części maszyn. Wadą tą jest zbyt duży współczynnik tarcia we współpracy z wieloma partnerami, np.:

- 0,20÷0,30 w skojarzeniu stop AlSi+GR/stal, (v = 1 m/s, p=1 MPa, bez smarowania) [47],
- 0,25÷0,60 w skojarzeniu stop 2014+SiC_f/stal (v=1 m/s, p=0,38 MPa, bez smarowania) [69],
- 0,4÷0,80 w skojarzeniu stal 080A40/spiek 2124+17% SiC (3 μm), na sucho [70, 71],
- 0,4÷0,60 j. w. spiek po anodowaniu w roztworze 1M kwasu siarkowego [71].

Fakt badania ww. skojarzeń w warunkach tarcia technicznie suchego na testerze pin on disc może świadczyć o tym, że kompozyty te są przewidziane do skojarzeń ciernych (np. hamulce tarczowe). Niektórzy z autorów wielu prac, poświęconych badaniom właściwości kompozytów AlMC [44, 72, 73], nie podają nawet wartości współczynnika tarcia ani zużycia

partnera, ograniczając się do podania wartości zużycia kompozytu w funkcji wymiarów lub zawartości cząstek zbrojących bądź kompozytu względem stopu bazowego.

Znane są nieliczne zastosowania AlMC z włóknami w smarowanych skojarzeniach ślizgowych, np. na tuleje cylindrowe silników spalinowych firmy Honda [7]. Rozwiązania te wymagają specjalnego zabezpieczenia pierścieni tłokowych przed nadmiernym zużyciem.

Aktualny stan WW materiałów kompozytowych z punktu widzenia mechanicznej hipotezy tarcia Bowdena jest następujący:

- względnie miękka osnowa - > 60% Al + do 20% składników stopowych + do 20% FZ; A359 – 40 MPa, F3S20S – 73 MPa, AK12 – 52 MPa AK12.15A500 – 74 MPa;
- bardzo twarde cząstki FZ - do 20 % Al_2O_3 w kompozytach na osnowie stopów do przeróbki plastycznej (w hamulcach może być nawet 40% FZ); Al_2O_3 – 150 MPa; SiC - 280 MPa;
- twarde składniki stopowe, np. w siluminach;
- brak w strefie styku materiału o małej wytrzymałości na ścinanie.

Chcąc zastosować kompozyty AlMC na skojarzenia ślizgowe i obniżyć koszty wytwarzania części obiektów technicznych wykonanych z materiałów kompozytowych na bazie stopów Al, należy odpowiednio kształtować ich warstwę wierzchnią i umacniać tylko strefę przypowierzchniową. W niniejszej pracy zostaną wskazane możliwe kierunki rozwoju technologicznego i eksploatacyjnego kształtowania przydatnych do celów tribologicznych WW na aluminium i jego stopach oraz kompozytach. Podstawowym kierunkiem jest wytwarzanie powłok kompozytowych składających się z wielu warstw, z których każda spełnia inne zadanie. Warstwa wewnętrzna przylegająca bezpośrednio do podłoża ma za zadanie zapewnić maksymalną przyczepność, a zewnętrzna - narażona na bezpośrednie oddziaływanie tribologiczne - zapewnić optymalne właściwości tribologiczne. Zadania te spełniają najlepiej materiały o dużej twardości (odporności na obciążenia skupione) i małej wytrzymałości na ścinanie. Niestety, z technologicznego punktu widzenia nie dysponujemy jednorodnymi materiałami posiadającymi takie cechy i nadającymi się do wytwarzania monolitycznych powłok na stopach aluminium. Dlatego należy, zdaniem autora, wytwarzać mozaikowe powłoki kompozytowe, których bazę stanowi materiał o odpowiednio dużej twardości i zdolnościach sorbowania środków smarnych. Na powierzchni i wewnątrz tej bazy powinny być równomiernie rozmieszczone odpowiedniego kształtu i wymiarów wydzielenia fazy o małej odporności na ścinanie (odwrotnie niż w metodzie Alusil). Warstwy pośrednie powinny łagodzić zmiany cech fizykomechanicznych (np. twardości) i stanowić przejście od materiału podłoża do tworzywa powłoki zewnętrznej, stanowiącej właściwą warstwę wierzchnią. Dodatkowym ich zadaniem jest poprawa przewodności cieplnej (w niektórych przypadkach wymagane jest

zmniejszenie przewodności w celu zabezpieczenia podłoża przed przegrzaniem lub skierowania strumienia ciepła w inną stronę, np. górnej części tłoka silników spalinowych), przyjmowanie zanieczyszczeń i produktów zużycia oraz tłumienie drgań.

Kompozytowa warstwa wierzchnia powinna zapewniać małe wartości współczynnika tarcia przez odpowiedni dobór materiałów i stworzenie możliwości gromadzenia środków smarnych w specjalnie wytworzonych zasobnikach, jak najmniejsze zużycie elementów skojarzenia, m. in. przez gromadzenie się zanieczyszczeń i produktów zużycia w tych zasobnikach oraz możliwość programowanego sterowania właściwościami już na etapie wytwarzania. Wymagania te stanowią podstawę sformułowania następującej tezy pracy:

Sterowanie właściwościami tribologicznymi części maszyn wykonanych ze stopów aluminium i wytworzonych na ich osnowie kompozytów może być zapewnione przez odpowiedni dobór składu tych stopów i odpowiedni proces technologicznego konstytuowania warstwy wierzchniej tych części oraz właściwą ich eksploatację.

Materiały kompozytowe na osnowie stopów aluminium mogą być zastosowane na skojarzenia ślizgowe po odpowiednim ukształtowaniu ich warstwy wierzchniej. Warstwa ta w strefie styku, oprócz już posiadanych elementów składowych o dużej twardości, musi posiadać elementy o małej wytrzymałości na ścinanie.

Możliwości programowania właściwości tribologicznych skojarzeń wykonanych ze stopów aluminium stwarza anodowa powłoka tlenkowa i wytworzone na jej podłożu technologiczne i eksploatacyjne powłoki kompozytowe zawierające wybrane materiały o niskiej odporności na ścinanie.

2.6. Cel i zakres pracy

Celem pracy jest weryfikacja postawionej tezy, a w tym:

- opracowanie systematyki metod technologicznego i eksploatacyjnego kształtowania właściwości tribologicznych warstw wierzchnich stopów aluminium,
- opracowanie teoretycznych podstaw technologicznego i eksploatacyjnego kształtowania WW na bazie anodowej powłoki tlenkowej i wskazanie możliwości sterowania właściwościami tribologicznymi powłok kompozytowych na stopach aluminium i wytworzonych na ich osnowie kompozytach na etapie wytwarzania i eksploatacji,
- określenie wpływu wybranych cech stereologicznych fazy zbrojącej na właściwości tribologiczne skojarzenia żeliwo szare/kompozyt,

- określenie wpływu metalu modyfikującego na właściwości tribologiczne powłok kompozytowych współpracujących z żeliwem szarym,
- próba analitycznego opisu zależności wybranych właściwości tribologicznych powłok kompozytowych na bazie APT od parametrów procesu technologicznego ich konstytuowania,
- opracowanie modelu współpracy WW części wykonanych według ww. technologii i weryfikacja zaproponowanego modelu.

Zakres pracy obejmuje:

- stopy aluminium:
  - do przeróbki plastycznej AlMg2 (PA2);
  - odlewniczy: AlSi12 (AK12);
  - materiały kompozytowe typu AlMC z fazą zbrojącą Al_2O_3 i SiC;
- badane skojarzenia:
  - skojarzenia ślizgowe;
- technologie wytwarzania powłok:
  - metody elektrochemicznego wytwarzania anodowych powłok twardych oraz ich technologiczne i eksploatacyjne modyfikacje.

3. TEORETYCZNE PODSTAWY KONSTYTUOWANIA POWŁOK KOMPOZYTOWYCH NA BAZIE APT

Jak już wcześniej wspomniano, warstwy wierzchnie współczesnych elementów maszyn przenoszą złożony stan obciążeń mechanicznych, a także oddziaływań cieplnych i chemicznych. W celu zapewnienia wymaganej niezawodności i trwałości maszyn konieczna jest odpowiednia budowa strefy przypowierzchniowej i warstwy wierzchniej przeznaczonych do współpracy tribologicznej części maszyn. Wynikiem wieloletnich badań autora są spełniające takie wymagania powłoki kompozytowe na bazie anodowej powłoki tlenkowej. W powłokach tych tlenek glinu pełni rolę spoiwa łączącego PK z podłożem, materiału odpornego na naciski i na zużycie oraz posiadającego zasobniki środka smarnego zmniejszającego współczynnik tarcia. Metal zbrojący jest tworzywem mniej odpornym na ścinanie i bardziej plastycznym niż APT. Jego zadaniem jest zapewnienie małych sił tarcia i zmniejszenie zużycia poprzez oddzielenie tlenku glinu od współpracującego z nim partnera oraz ograniczenie kruchości twardego tlenku poprzez częściowe zakrycie stykających się powierzchni. Możliwe jest też rozwiązanie, w którym technologicznie osadza się dwa metale (substancje) modyfikujące. Jednym z nich jest twardszy nikiel (180÷360 HB z możliwością uzyskania 1000 HB) osadzony bezpośrednio w APT. Drugim metalem jest miedź naniesiona na wydzielenia Ni. W takim przypadku miedź pełni rolę stałego środka smarnego. Na wydzielenia Ni można też metodami PVD lub CVD nanieść dowolną substancję o małej wytrzymałości na ścinanie (np. MoS_2Ti). Jednak zostanie ona szybko usunięta z wierzchołków biorących bezpośredni udział w tarciu. Przy projektowaniu tak zbudowanej warstwy wierzchniej posłużono się hipotezami tarcia zaproponowanymi przez Bowdena oraz Ernsta i Merchanta. Wynikają one z hipotezy największego naprężenie stycznego zaproponowanej przez Coulomba, a rozwiniętej przez Hubera, Tresca czy Misesa [74].

Analizując dotychczasowe podejście do zjawisk zachodzących w strefie tarcia podczas współpracy ślizgowej można dojść do wniosku, że opory tarcia w tego typu skojarzeniach zależą w głównej mierze od czynników materiałowych. Wynika to z hipotez zarówno mechanicznych, np. Bowdena [75], jak i molekularno-mechanicznych, m. in. Kragielskiego [76].

Z hipotezy Bowdena - opartej na założeniu, że ścinanie metalicznych połączeń następuje wewnątrz warstwy wierzchniej - wynika, że współczynnik tarcia jest ilorazem wytrzymałości na ścinanie (τ_0) miększego metalu i granicy plastyczności (σ_{pl}) tego metalu. Jest on więc wartością stałą dla określonego materiału, jeżeli nie uwzględnimy stanu odkształceń plastycznych

wywołanego rzeczywistymi naciskami panującymi w strefie tarcia. Dlatego pokrycie powierzchni twardego metalu cienką warstewką metalu miękkiego redukuje opory tarcia. Po uzupełnieniu założeń Bowdena przez Epifanowa otrzymano zależności opisujące współczynnik tarcia:

$$\mu = \frac{\tau_o}{\sigma_{pl}} + k \qquad (1)$$

$$\mu_{obl} = \frac{T}{N} = \frac{\tau_t}{HV} \qquad (2)$$

gdzie: τ_o - wytrzymałość na ścinanie zgrzanych obszarów tarcia przy $\sigma_p = 0$;

τ_t - wytrzymałość na ścinanie materiału miększego;

σ_p - naprężenia normalne w płaszczyźnie ścinania;

σ_{pl} - granica plastyczności materiału twardszego;

$k = d\tau/d\sigma_p$ - współczynnik zmian wytrzymałości na ścinanie przy zmianie naprężeń normalnych, wg. Bridgmana $k = 0{,}01 \div 0{,}1$;

T - siła tarcia;

N - obciążenie normalne;

HV - twardość Vickersa materiału twardszego.

Jeżeli zostaną uwzględnione odkształcenia ciał stałych biorących udział w tarciu, to można posłużyć się modelem zaproponowanym przez Ernsta i Merchanta [77], zgodnie z którym współczynnik tarcia obliczamy z zależności:

$$\mu = \frac{\tau}{HB} + tg\alpha \qquad (3)$$

gdzie: τ - średnia wytrzymałość na ścinanie dla całej rzeczywistej powierzchni styku,

HB - twardość Brinella strefy przypowierzchniowej materiału twardszego,

α - średni kąt nachylenia rzeczywistych powierzchni styku do kierunku siły stycznej.

Autorzy tego modelu założyli, że warstwy wierzchnie stykają się ze sobą na niewielkiej ilości mikrostyków stanowiących maksymalne występy ich nierówności. Rzeczywiste powierzchnie styku (zbocza występów nierówności) są nachylone do kierunku działania siły wywołującej przemieszczenie względne pod pewnym, uśrednionym kątem (α). Obciążenie normalne obszarów styku wywołuje ich plastyczne odkształcenie, co powoduje że panujące tam naprężenia nie zależą od obciążenia normalnego (N), lecz od twardości stykających się materiałów.

Ponieważ rzeczywista powierzchnia styku jest bardzo mała, naciski jednostkowe są bardzo duże i wywołują niszczenie stykających się powierzchni, odsłaniając fizycznie czysty metal. Jeżeli stykają się metale pozbawione tlenków, to dochodzi do ich wzajemnej dyfuzji i tworzenia się roztworów stałych lub faz międzykrystalicznych sprzyjających sczepianiu. Przemieszczające się względem siebie ciała ścinają powstałe mostki sczepień. Siła potrzebna do ścięcia ww. mostków jest składową oporów tarcia. Wartość tej siły zależy od wytrzymałości na ścinanie materiału miększego.

Jeżeli stykające się powierzchnie mają dużą chropowatość i duże kąty pochylenia boków wierzchołków nierówności, to opory tarcia są duże, co obrazuje drugi człon równania (3). Człon ten dominuje w okresie docierania skojarzenia. Po dotarciu, wysokość nierówności R_a i kąt α znacznie maleją (z badań własnych autora wynika, że dla pierścienia tłokowego po 1000 h współpracy z PK $R_a = 0{,}05$ μm, $\alpha = 0{,}2°$). Znacząca część oporów tarcia zależy od cech współpracujących materiałów uwzględnionych w pierwszym członie równania (3). Wpływ chropowatości, a przede wszystkim kąta pochylenia zboczy nierówności na współczynnik tarcia i zużycie potwierdziły badania [82, 128, 129, 130].

W literaturze [74, 78, 79, 80, 121, 122] można znaleźć kilka wersji matematycznych formuł na obliczanie współczynnika tarcia, wynikających z adhezyjnej hipotezy tarcia. Wszystkie uwzględniają stosunek wytrzymałości na ścinanie do twardości lub granicy plastyczności oraz geometrię powierzchni styku współpracujących materiałów. Na potrzeby tej pracy nie są istotne wartości bezwzględne wyliczanego współczynnika tarcia, ważne jest określenie kierunku jego zmian wraz z doborem różnych zestawów materiałów biorących udział w tarciu materiałów kompozytowych. Obliczenia te odnoszą się do tarcia suchego, które w maszynach konwencjonalnych występuje rzadko.

Uwzględniając zależność (3) Ernsta i Merchanta w praktyce można spotkać trzy podstawowe przypadki skojarzeń, tj.:

- materiał o dużej twardości ślizga się po materiale o dużej twardości,
- materiał o małej twardości ślizga się po materiale o małej twardości,
- materiał o dużej (małej) twardości ślizga się po materiale o małej (dużej) twardości.

Podział ten jest nieco inny niż zaproponowany przez Bowdena i Tabora [75]. W pierwszym przypadku zarówno wytrzymałość na ścinanie, jak i twardość są duże, dlatego opory tarcia zależą bardziej od geometrii powierzchni styku. W celu zmniejszenia kąta pochylenia wierzchołków nierówności, materiały takie wymagają dokładnego szlifowania (małe Ra). Przykładem takiego skojarzenia mogą być części maszyn wykonane z materiałów ceramicznych, syntetycznych diamentów lub z pokryciami diamentopodobnymi naniesionymi meto-

dami plazmowymi. Są to materiały kruche, o wyższej wytrzymałości na ścinanie (τ), co daje większe μ. Przykładowo podczas współpracy ślizgowej na sucho pary homogenicznej Al_2O_3/Al_2O_3 o twardości ok. 1800 HV_{500} uzyskano μ od 0,5 do 1 przy obciążeniu 60 N. Autorzy pracy [81] nie podają chropowatości powierzchni po współpracy, ale na podstawie przedstawionych fotografii można powiedzieć, że średni kąt pochylenia zbocza był duży, co tłumaczy dużą wartość μ. Z pracy [82] wynika, że przy bardzo małej chropowatości powierzchni (Ra=15 i 25 nm) naniesionych na stop Ti6Al4V powłok diamentowych współpracujących na sucho ze stalą 100Cr6 uzyskano współczynnik tarcia μ = 0,1 (p = 14 N, v = 0,1 m/s). Przyczyną tak niskiego współczynnika tarcia jest mniejsza wartość τ dla stali w porównaniu do wysokiej twardości powłok diamentowych i bliski zera kąt pochylenia powierzchni styku.

W drugiej grupie materiałów stosunek małej wytrzymałości na ścinanie do małej twardości daje określoną wartość składowej współczynnika tarcia. Zazwyczaj są to materiały plastyczne, o niższej wartości τ. Przykładem z tej grupy mogą być współpracujące bezsmarowo układy homogeniczne tworzyw sztucznych: teflon (twardość 25 HR, μ na sucho 0,09÷0,21); teflonografit (33 HR, Rm = 20 MPa, μ 0,13÷0,22) nylon (85 HR, μ = 0,15÷0,33), polietylen (35 HR, μ = 0,17÷0,4) przy p = 0,5 MPa, v = 2,5 m/min [79, 123], PA66 (85 HR, τ = 40 MPa, μ = 0,06÷0,07) i PTFE/PE (25HR/35/HR, μ=0,06÷0,05 przy p=0,53 MPa, v= 0,025 m/s [124].

Z punktu widzenia budowy maszyn najbardziej interesujące są skojarzenia materiałów o różnej twardości, należące do grupy trzeciej przyjętej klasyfikacji. Zaleca się, aby części skojarzenia, których wymiana jest prostsza i tańsza, miały twardość o około 20 jednostek mniejszą od swych partnerów, np. czop/panewka. Zbyt duża różnica twardości może wywołać intensyfikację zużywania i wzrost współczynnika tarcia, ponieważ nierówności ciała o dużej twardości zagłębiając się w części o zbyt małej twardości zwiększają kąt pochylenia powierzchni styku (α) oraz deformują i powodują mikroskrawanie miękkiego partnera. Przykładem dobrego skojarzenia takiej grupy jest hartowany (50÷65 HRc) i dokładnie szlifowany (Ra = 0,3 μm) czop współpracujący z panewką z tworzyw sztucznych. Jeżeli panewka jest wykonana z PTFE, to współczynnik tarcia technicznie suchego wynosi μ = 0,17÷0,08, a dla panewki z polipropylenu μ = 0,09 [124]. Współczynnik tarcia technicznie suchego w skojarzeniu twardej stali ze stopem Cu-Pb nie przekracza wartości 0,2 [75].

Według omawianego modelu wzajemnych oddziaływań ślizgających się po sobie ciał stałych zostały opracowane powłoki kompozytowe APT+Me do współpracy ślizgowej w skojarzeniu z żeliwem szarym. APT zapewnia dużą twardość (500 μHV, możliwe 1100 μHV),

a metal modyfikujący ma niewielką wytrzymałość na ścinanie na całej rzeczywistej powierzchni styku. W przypadku omawianych powłok należy rozróżnić następujące warianty:

1) powłokę modyfikowaną technologicznie,

2) powłokę modyfikowaną technologiczno-eksploatacyjnie.

W pierwszym wariancie rzeczywistą powierzchnię styku stanowią wierzchołki wydzieleń metalu modyfikującego wprowadzonego do tlenku podczas wytwarzania. Potrzebne do wzoru na współczynnik tarcia wartości odnoszą się: τ - do metalu modyfikującego, HB - do APT i metalu modyfikującego w proporcjach zależnych od budowy powłoki. Ścinanie mostków sczepień odbywa się w metalu np. Ni, Cu, Sn, Ag, a odporność na naciski zapewnia APT wraz z metalem modyfikującym. Możliwe jest też technologiczne wytworzenie powłoki polimetalicznej, np. miedziowanie lub cynowanie wcześniej wprowadzonych wydzieleń niklu. W takim przypadku metal podstawowy wnosi twardość, a metal drugi - niewielką odporność na ścinanie. Jeżeli wysokość wydzieleń metalu podstawowego jest porównywalna z wielkością parametrów wysokościowych chropowatości APT, to twardość jest wynikiem stochastycznego udziału powierzchniowego obu składników i ich cech stereologicznych.

W wariancie drugim, w czasie pracy skojarzenia stosujemy eksploatacyjną metodę kształtowania warstwy wierzchniej, tj. metaloplaterowanie tarciowe poprzez smarowanie olejem zawierającym ultradyspersyjne cząstki Cu i CuO albo MoS_2. Na RPS osadzi się wówczas cienka, odnawiająca się warstewka miedzi o właściwościach istotnie różniących się od cech Cu w postaci metalicznej albo warstewka MoS_2 o znikomej wytrzymałości na ścinanie (2,3÷2,6 MPa [17]). Wtedy sczepienia tworzą się między żeliwem i miedzią, której wytrzymałość na ścinanie jest zależna od warunków metaloplaterowania [59] i temperatury [84] albo między żeliwem i MoS_2. Wraz ze wzrostem temperatury maleje τ (wg Bucha [85] z około 130 MPa przy 293 K do ok. 4,7 MPa przy 1243 K, a według Bernstejna [84] zredukowane naprężenia styczne maleją z 180 MPa w temperaturze otoczenia do 50 MPa w temperaturze 600 K). Jeżeli przyjmiemy za słuszne założenie, że temperatura w mikroobszarach styku dochodzi do temperatury topienia materiału bardziej topliwego, to w warstewce miedzi musi występować znaczny spadek wytrzymałości na ścinanie. Prawdopodobieństwo spełnienia tego założenia wzrasta, ponieważ ceramiczna APT pogarsza przewodność cieplną w skojarzeniu. Dlatego z teoretycznego punktu widzenia obecność miedzi zmieniającej tak znacznie wartość τ wraz ze wzrostem temperatury jest korzystna dla skojarzenia tribologicznego.

Z prac wielu autorów wynika, że temperatura w strefie tarcia zbliża się do temperatury topnienia. Stolte [86] wykazał, że temperatura w punktach bezpośredniego styku współpracujących ciał wynosi około 1243 K. Natomiast Barber [87] na podstawie mikroskopowych

obserwacji zmian struktury powierzchni po tarciu doszedł do wniosku, że temperatura w strefie styku dochodzi nawet do 1273 K. Z badań własnych autora niniejszego opracowania wynika, że w przypadku niedoboru smaru temperatura w strefie tarcia, przy v=1 m/s i p=7 MPa, przekroczyła temp. topnienia cyny. Na powierzchni PK typu APT+Sn po współpracy cyna pozostała w postaci drobniutkich kuleczek. Biorąc pod uwagę przytoczone dane można przyjąć za Buchem i Bernstejnem, że podczas tarcia w skojarzeniu żeliwo szare/PK następuje znaczny spadek wytrzymałości na ścinanie miedzi.

3.1. Budowa powłoki kompozytowej APT+Me

Bazą powłoki kompozytowej jest otrzymana w wyniku anodowania twardego warstwa tlenkowa poddana procesowi elektrolitycznemu, podczas którego w mikro- i makropory oraz w nieciągłości tlenku wprowadza się metal. Parametrami procesu należy tak sterować, aby otrzymać powłokę kompozytową o wymaganych właściwościach tribologicznych.

Powłoka o dobrych właściwościach w skojarzeniu z żeliwem powinna:

- mieć możliwie niską odporność na ścinanie w strefie bezpośredniego styku z partnerem, co powinno skutkować niskim współczynnikiem tarcia;
- mieć dużą twardość, dobraną dla twardości żeliwnego partnera;
- mieć odpowiedni udział powierzchniowy i odpowiednie cechy stereologiczne metalicznej fazy modyfikującej, a także odpowiednie parametry profilu chropowatości zapewniające dużą rzeczywistą powierzchnię styku;
- mieć zdolność sorbowania środków smarnych w ilości i w sposób zapewniający wytworzenie trwałej warstwy granicznej umożliwiającej współpracę z żeliwem w warunkach ograniczonego smarowania oraz przy niedostatecznym smarowaniu, np. podczas rozruchu,
- we wstępnym okresie współpracy rozdzielać żeliwo i APT aż do momentu osiągnięcia odpowiedniej rzeczywistej powierzchni styku i spadku chropowatości minimalizującego mikroskrawanie żeliwa twardym tlenkiem,
- mieć zdolność przyjmowania produktów zużycia i zanieczyszczeń,
- mieć zdolność częściowej regeneracji w czasie eksploatacji przez platerowanie tarciowe.

Powłoka kompozytowa spełniająca te wymagania musi mieć odpowiedni stopień zakrycia powierzchni anodowej powłoki tlenkowej metalem modyfikującym (odpowiedni udział powierzchniowy materiału modyfikującego). W żadnym przypadku nie może to być całkowite pokrycie, ponieważ zwilżalność olejem powierzchni metali, np. niklu wynosi praktycznie zero. Stan taki wyeliminowałby ze skojarzenia najcenniejszą - dla ograniczonego smarowania - cechę, tj. zdolności sorpcyjne APT. Istotą ograniczonego smarowania skojarzeń z kompozytową WW jest wielokrotne zmniejszenie zapotrzebowania na środek smarny dzięki wbudowywaniu tego środka do warstwy wierzchniej. Ma to ogromne znaczenie z punktu widzenia ekonomii i ekologii. Ponad tysiąckrotne zmniejszenie (wg Wistuby [53] 600 razy, wg Schneidera [60] nawet 1300 razy) ilości oleju zużytego w maszynach ograniczy obecność tego środka w atmosferze oraz przyczyni się do racjonalniejszego gospodarowania zasobami mineralnymi ziemi. Dlatego w produkcji maszyn należy stosować rozwiązania węzłów tarcia umożliwiające wykorzystanie ograniczonego smarowania. W powłokach kompozytowych APT+Me uzasadnione jest więc unikanie całkowitego zakrycia warstwy tlenkowej metalem modyfikującym. Obecność samego tlenku powoduje nadmierne zużywanie żeliwa. Należy znaleźć optymalny pod względem tribologicznym, ekonomicznym i ekologicznym stopień zakrycia powierzchni tlenkowej mając na uwadze kompromis pomiędzy intensywnością zużywania elementów skojarzenia a ilością zużywanego środka smarnego oraz wartością oporów tarcia określającą zużycie energii na ich pokonanie.

W celu umożliwienia eksploatacyjnej regeneracji powłoki kompozytowej należy odpowiednio dobrać jej składniki. Ich skojarzenie powinno dawać szeregowe połączenie źródeł napięcia (normalnych potencjałów) w zamkniętym obwodzie. Napięcie takiego obwodu powiększone o potencjały generowane tarciem ułatwia proces platerowania tarciowego.

3.2. Technologiczne kształtowanie tribologicznych właściwości PK

Z technologicznego punktu widzenia można wytworzyć dwa typy powłok kompozytowych, zależnie od rodzaju metalu użytego do modyfikacji, a ściślej mówiąc od stosunku twardości metalu modyfikującego do twardości partnera, np. żeliwa. Należy wyróżnić dwa rodzaje modyfikacji:

- modyfikację miękką (metalem miękkim - MM),
- modyfikację twardą (metalem twardym - MT).

3.2.1. Modyfikacja metalem miękkim

Pod pojęciem modyfikacji miękkiej rozumie się proces technologicznego kształtowania tribologicznej warstwy wierzchniej, w wyniku którego otrzymuje się powłokę kompozytową APT+MM składającą się z występów tlenku aluminium otoczonych i częściowo zakrytych miękkim metalem modyfikującym. Jako metal modyfikujący mogą być użyte cyna, miedź lub srebro. Metale te mają bardzo małą odporność na ścinanie, co przy bardzo dużej twardości

APT daje mniejsze opory tarcia. Podczas współpracy ślizgowej naprężenia i odkształcenia w wydzieleniach MM przekraczają znacznie wartości dopuszczalne i partner plateruje tlenek miękkim metalem wypełniając wgłębienia jego powierzchni i zakrywając niższe występy chropowatości. W ten sposób „naniesiony" metal chroni występy nierówności APT przed wykruszaniem, a ślizgającego się po nim partnera przed nadmiernym zużyciem w wyniku rysowania występami twardego tlenku. Jeżeli dojdzie do wykruszenia występu nierówności, to MM pełni rolę spoiwa zapobiegającego przemieszczeniu ściętego występu. Docieranie powłoki kompozytowej z metalem miękkim przebiega szybciej niż z metalem twardym. Występy tlenku aluminium biorą udział w styku z partnerem szybciej niż w powłoce z MT.

Z technologicznego punktu widzenia miedziowanie i cynowanie są procesami prostszymi i mniej szkodliwymi dla otoczenia niż srebrzenie. Kąpiele do srebrzenia zawierają silnie trujące cyjanki. Z tribologicznego punktu widzenia właściwości ślizgowe cyny i miedzi są bardziej zbadane niż srebra. Jednak niska temperatura topnienia cyny ogranicza dopuszczalne wartości iloczynu nacisku i prędkości (pv). Uwzględniając stronę ekonomiczną obydwu procesów należy stwierdzić, że powłoki ze srebra są droższe. Dlatego do praktycznego zastosowania najbardziej nadają się miedź i cyna. Niska temperatura topnienia cyny ogranicza zakres zastosowań powłok kompozytowych z udziałem tego metalu.

3.2.2. Modyfikacja metalem twardym

Przez pojęcie modyfikacji twardej rozumie się proces technologicznego kształtowania tribologicznej warstwy wierzchniej, w wyniku którego otrzymuje się powłokę kompozytową APT+MT składającą się z twardych wydzieleń metalu modyfikującego (twardość ich jest niższa od twardości APT) przewyższających występy nierówności tlenku aluminium. We wstępnym okresie współpracy skojarzenia, gdy rzeczywista powierzchnia styku jest mała, wysokość wydzieleń metalu powinna być większa od wysokości maksymalnych wierzchołków APT (Rmax) w celu ograniczenia bezpośredniego ich kontaktu z partnerem. Parametry stereologiczne wydzieleń MT zapewniają duży przyrost PRPS podczas docierania, ponieważ wydzielenia te mają w przekroju kształt trapezu symetrycznego. Jako metale modyfikujące mogą być użyte nikiel lub chrom. Odporność na ścinanie niklu i chromu jest znacznie mniejsza niż APT, w wyniku czego następuje obniżenie oporów tarcia. Odporność na ścinanie elektrolitycznie osadzanego niklu można regulować w określonych granicach parametrami procesu niklowania, co daje możliwość wstępnego programowania właściwości tribologicznych powłok kompozytowych. Nikiel i chrom są bardziej plastyczne niż ceramiczny Al_2O_3 i przejmują obciążenia dynamiczne chroniąc APT przed pękaniem.

Z technologicznego punktu widzenia niklowanie jest procesem prostszym i mniej szkodliwym dla otoczenia niż chromowanie. Niektóre kąpiele do chromowania zawierają trujące związki kwasu chromowego. Z tribologicznego punktu widzenia właściwości ślizgowe elektrolitycznych wydzieleń Ni i Cr mogą zmieniać się w szerokim zakresie zależnie od składu chemicznego elektrolitu i parametrów procesu. Uwzględniając np. wpływ temperatury i obecność niektórych dodatków zwiększających liczbę zarodków podczas elektroosadzania można wytworzyć powłoki, których wydzielenia mają twardość od kilkudziesięciu HB do 630 MPa $HV_{0,2}$ [88]. Wraz ze zmianami twardości zmieniają się plastyczność i wytrzymałość na ścinanie metalu osadzanego na podłożu. Daje to możliwość programowania właściwości tribologicznych powłok w bardzo szerokim zakresie. Przykładowo powłoki przeznaczone dla skojarzeń pracujących przy podwyższonych naciskach należy wytwarzać w wyższych temperaturach i przy większej zawartości dodatku poprawiającego zarodkowanie, ponieważ w ten sposób otrzyma się wydzielenia o budowie drobnokrystalicznej i dużej elastyczności. Struktura drobnokrystaliczna zapewnia większą twardość i odporność na naciski, a elastyczność pozwala na przenoszenie wyższych obciążeń dynamicznych bez pękania powłoki.

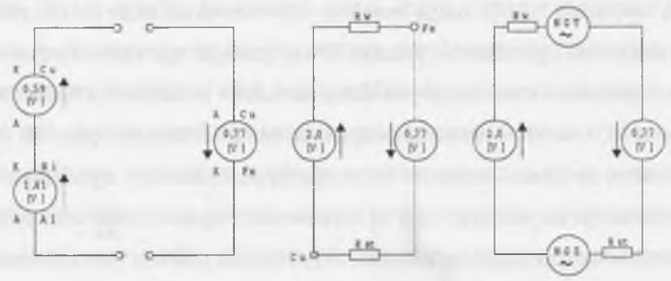
3.3. Eksploatacyjne kształtowanie właściwości tribologicznych PK

Powłoka kompozytowa na bazie APT wytworzona na stopie aluminium ma specyficzne właściwości elektryczne. Sam tlenek jest dielektrykiem umieszczonym na przewodzącym stopie aluminium. W modyfikowanym tlenku znajdują się stochastycznie rozrzucone wydzielenia niklu, których „korzenie" sięgają do stopu podłoża. Podczas współpracy ślizgowej przewodzący prąd elektryczny pierścień żeliwny zwiera określoną liczbę wydzieleń Ni (na przebadanych PK stwierdzono średnio 1300 wydzieleń na mm^2). Całość skojarzenia żeliwo szare/PK należy traktować jako superpozycję dwóch układów, tj. triboelektrostatycznego (TES) i triboelektrodynamicznego (TED).

Przez układ triboelektrostatyczny należy rozumieć skojarzenie wraz z wszystkimi jego cechami własnymi materiałów i ich wzajemnymi oddziaływaniami, np.: cechy wytrzymałościowe (τ, HB), cechy geometryczne i właściwości elektrostatyczne. Do ostatniej grupy zalicza się wartości potencjałów standardowych E^o [V] poszczególnych metali i wartości sił elektromotorycznych tworzonych przez nie ogniw.

Przez układ triboelektrodynamiczny należy rozumieć układ elektrostatyczny uzupełniony o wyniki wzajemnego oddziaływania współpracujących elementów skojarzenia, np. wskutek

generowania ciepła, powstawania sczepień adhezyjnych i ich ścinania, dyfuzji materiałów oraz ładunków elektrycznych generowanych tarciem.



a) b) c)

Rys. 8. Uproszczony schemat układu triboelektrostatycznego rozwartego (a) i zwartego (b) oraz triboelektrodynamicznego (c) skojarzenia ZI/PK (A – anoda, K – katoda, R_w – rezystancja wewnętrzna, R_{st} – rezystancja styków, NGT – napięcie generowane tarciem, NGZ – napięcie generowane podczas zużywania

Fig. 8. Simplified diagram of the systems in pairing CI/CL: triboelectrostatical opened (a) and closed (b), triboelectrodinamical (c); (A – anode, K – cathode, R_w – internal resistance, R_{st} – contact's resistance, NGT – friction generated voltage, NGZ – wear generated voltage

Z punktu widzenia eksploatacyjnego kształtowania właściwości PK APT+Ni+Cu istotne są zjawiska generowania ciepła i ładunków elektrycznych oraz wartości sił elektromotorycznych ogniw tworzonych przez współpracujące metale. Uproszczony schemat układów TES i TED dla skojarzenia żeliwo szare/PK przedstawiono na rysunku 8.

Znajomość zjawisk TES i TED zachodzących w skojarzeniu pozwala na ich wykorzystanie do eksploatacyjnego kształtowania warstwy wierzchniej, a tym samym sterowania właściwościami tego skojarzenia. Za najbardziej przydatne do kształtowania warstw wierzchnich stopów aluminium należy uznać platerowanie tarciowe miedzią i dwusiarczkiem molibdenu. Interesujące efekty można osiągnąć też w wyniku platerowania tarciowego srebrem [86].

3.3.1. Platerowanie tarciowe dwusiarczkiem molibdenu

Znane z literatury zastosowania dwusiarczku molibdenu, jako dodatku do ciekłych i plastycznych środków smarnych (past) [29], pozwalającego na eksploatacyjne kształtowanie właściwości WW metali (np. testy z dodaniem roztworu MoS_2 do skrzyni biegów samochodu Volkswagen [89] i badania powłok kompozytowych Cr+Cu+MoS_2 na pierścieniach tłokowych prowadzone w zespole Garkunowa [90]) skłoniło autora do sprawdzenia przydatności tego środka do powłok kompozytowych. Z teoretycznego punktu widzenia MoS_2 można

osadzać elektrolitycznie na niklu podczas wytwarzania PK. Jeżeli przyjąć, że mechanizm platerowania tarciowego jest związany z TES i TED cechami skojarzenia, to możliwe jest osadzenie, zawierającego polarne jony siarki, dwusiarczku molibdenu na niklu podczas współpracy ślizgowej z żeliwem. Podstawową cechą określającą tribologiczną przydatność MoS_2 jest jego niska wytrzymałość na ścinanie przy dużej odporności na naciski. Osadzenie dwusiarczku na wydzieleniach niklu powinno zmniejszyć znacznie współczynnik tarcia, ponieważ ścinanie będzie odbywać się w samym dwusiarczku, a duża odporność na naciski i minimalna grubość powłoki pozwolą przyjąć, że twardość decydująca o tym współczynniku pochodzi od Ni. Dodatkowo osadzona warstewka MoS_2 zwiększa rzeczywistą powierzchnię styku, co zmniejsza naciski jednostkowe.

3.3.2. Platerowanie tarciowe miedzią

Jako drugi sposób eksploatacyjnego kształtowania właściwości tribologicznych PK wytypowano platerowanie tarciowe miedzią. Podstawą wyboru jest, podobnie jak przy tarciowym platerowaniu MoS_2, budowa skojarzenia z jego triboelektrycznymi właściwościami. Różnice potencjałów normalnych (rys. 8a) są wystarczające do chemicznego osadzenia Cu na niklu. Dodatkowo proces osadzania będzie wspomagany przez oddziaływania triboelektrodynamiczne. W celu stworzenia warunków sprzyjających metaloplaterowaniu tarciowemu należy wykorzystać doświadczenia wielu ośrodków zajmujących się zjawiskiem selektywnego przenoszenia (efektem Garkunowa) [55, 91]. Optymalne warunki do metaloplaterowania stwarzają roztwory koloidalne miedzi lub tlenku miedzi stabilizowane w kwasie oleinowym, dodawane do środków smarnych w ilości od 0,5 do 1,0 g (koncentratu) na 1 kg oleju.

Możliwe jest też użycie dodatków innego typu, np. MKF18 będącego połączeniem kwasu oleinowego i oleinianu miedzi, w zalecanej przez producenta ilości od 0,05 do 0,1% wagowo. Zawartość 0,1% MKF18 w oleju MD 1544 użytego do smarowania skojarzenia pierścień tłokowy/żeliwo GGLZ320 NiCr2.2 (w maszynie typu Seibel-Kehl) pracującego przy v = 0,87 m/s, p = 5 MPa, t = 120 min. obniżyła opory tarcia i zużycie od 10 do 30% [91]. Podczas współpracy ślizgowej na powierzchni tarcia osadził się cienki metaliczny film ochronny (Cu), którego skuteczność w łagodzeniu tarcia jest bardzo widoczna, jeżeli w strefie tarcia wystąpi niedobór środka smarnego.

3.4. Uzasadnienie wyboru metali modyfikujących

W poprzednim podrozdziale podano, że jako metale modyfikujące mogą być użyte:
- miedź, cyna i srebro dla modyfikacji miękkiej,
- nikiel i chrom dla modyfikacji twardej.

O takim wyborze decyduje wiele czynników, z których najistotniejsze można podzielić na następujące grupy:

a) czynniki materiałowe (właściwości metalu),

b) czynniki technologiczne (dostępność i prostota procesu modyfikacji, prawdopodobieństwo zajścia zjawiska metaloplaterowania tarciowego),

c) czynniki ekonomiczne i ekologiczne (cena wytworzenia 1 m^2 powłoki o określonej grubości, szkodliwość dla obsługi i środowiska, utylizacja odpadów poprodukcyjnych i zużytych części maszyn).

Ad a) Czynniki materiałowe

Z tribologicznego punktu widzenia najistotniejszymi czynnikami materiałowymi są: twardość, odporność na ścinanie, podatność do tworzenia sczepień (zgrzewania) ze współpracującym partnerem, oddziaływania elektrostatyczne i triboelektrodynamiczne z polarnymi grupami środków smarnych umożliwiające tworzenie warstewki granicznej, a także plastyczność, przewodność cieplna, współczynnik wnikania ciepła. O aktywności powierzchni decyduje m. in. gęstość elektronów swobodnych „n". Zgodnie z opracowanym przez Drude [92] modelem przewodnictwa cieplnego i elektrycznego metali, elektrony walencyjne stanowią „gaz" poruszający się pomiędzy nieruchomymi jonami. Podatność do sczepień powierzchni stykających się ciał zależy od liczby swobodnych elektronów. Podane w tabeli 1 wartości „n" korelują ze skłonnością do sczepień adhezyjnych takich pierwiastków, jak Fe, Sn, Al i Pb. Wybrane z literatury [17, 93] parametry materiałów wytypowanych do badań zestawiono w tabeli 2.

Tabela 1

Gęstość elektronów swobodnych dla wybranych pierwiastków metalicznych [92]

Metal	Ag	Cu	Pb	Sn	Fe	Al.
N x $10^{22}/cm^3$	5,868	8,47	13,2	14,8	17,0	18,1

Tabela 2

Zestawienie wybranych parametrów materiałowych metali przydatnych do tworzenia powłok kompozytowych typu Al_2O_3+Me

Cecha \ Metal	Cr	Ni	Ag	Cu	Sn
Gęstość [kg/m^3]	7180	8900	1050	8960	7310
Temperatura topnienia [K]	2187	1726	1233	1356	505
[°C]	1890	1453	960,8	1083	231,9
Ciepło właściwe c w t =20°C [kJ/kg K]	0,45	0,443	0,2345	0,386	0,2257
R_m w temp. otoczenia [MPa]	100 - 400	400 - 800	240÷340	180÷450	25÷40
Twardość powł. elektrol. HV	430÷1200	200÷400	60÷180	40÷150	10÷30
Odkształcenie względne ε %	0,1	7÷14		15÷40	
Potencjał normalny [V]	-0,744	-0,250	+1,35	+0,375	-0,14
Równoważnik elektrochemiczny k [g/(Ah)]	Cr(III) 0.64676	1,0947	4,025	1,186	1,107
Przewodność cieplna λ [W/mK]	69.8	59,5 - 80	418	385	59,9 – 64

Ad b) Czynniki technologiczne

Czynniki technologiczne powinny pozwolić na otrzymanie powłok kompozytowych o wymaganej budowie, mających wydzielenia metalu modyfikującego o określonych cechach stereologicznych, tj. o przekroju zbliżonym do trapezu, o odpowiedniej wysokości i średniej średnicy. W tej grupie parametrów najlepiej wypada nikiel, ponieważ proces technologiczny jego nanoszenia jest dość prosty w porównaniu z cynowaniem czy chromowaniem. Za pomocą parametrów anodowania i modyfikacji można uzyskać udział powierzchniowy niklu od 40 do 60%. Związki cyny stosowane w galwanotechnice są nietrwałe, a chromowanie odbywa się w większości przypadków w solach cyjankowych. Dla niklu elektrolitycznego twardość i plastyczność mogą być regulowane w bardzo szerokim zakresie (150÷630 HV wg [93] i 210÷445 HV_{02} wg [17] oraz około 550 z możliwością do 1100 $HV_{0,1}$ po obróbce cieplnej [88]), co w porównaniu z twardością APT (450÷500, z możliwością podwyższenia do 1100 μHV w specjalnym procesie dwuetapowego anodowania [125]) i żeliwa (200÷400 HV_{05}) plasuje go pomiędzy tymi partnerami. Zadaniem metalu modyfikującego jest m. in. zmniejszenie wytrzymałości na ścinanie w celu obniżenia współczynnika tarcia oraz częściowe

zmniejszenie twardości powłoki tlenkowej i zbliżenie jej do wartości tego parametru żeliwa, co ograniczy jego zużycie.

Ad c) Czynniki ekonomiczne i ekologiczne

W aspekcie ekonomicznym i ekologicznym należy uwzględnić koszty wytwarzania, eksploatacji i utylizacji zarówno wytworzonych części maszyn, jak i odpadów poprodukcyjnych. Pod tym względem tańsze są powłoki niklowe przy modyfikowaniu metalem twardym (k dwukrotnie większe niż dla chromu, znacznie niższe koszty utylizacji odpadów poprodukcyjnych niż dla Cr), a miedziowe przy modyfikacji miękkiej.

Z ekologicznego punktu widzenia niektóre kąpiele chromowe są szkodliwe, ponieważ zawierają cyjanki. Najbardziej niebezpieczne są kąpiele zawierające chrom sześciowartościowy. Od pewnego czasu są prowadzone prace nad przyjaznym dla środowiska chromowaniem przy użyciu chromu trójwartościowego Cr(III) [126, 127], które może być przydatne do wytwarzania powłok kompozytowych typu APT+Cr. Kąpiele do niklowania bazują na substancjach mniej szkodliwych dla środowiska i są prostsze technologicznie.

3.5. Podstawowe parametry charakteryzujące tribologiczną przydatność PK

Na podstawie analizy teoretycznej i wstępnych badań własnych autora ustalono, że parametrami decydującymi o właściwościach tribologicznych powłok kompozytowych są:

- chropowatość i jej parametry (Ra, Rmax, m, n, r, g),
- nasiąkliwość zdefiniowana jako ilość oleju sorbowanego przez jednostkę powierzchni powłoki o określonej grubości,
- stopień zakrycia powierzchni tlenku metalem modyfikującym (udział powierzchniowy Me),
- cechy stereologiczne wydzieleń metalu modyfikującego (liczba, kształt i wymiary),
- cechy materiałowe: twardość i odporność na ścinanie metalu modyfikującego,
- właściwości triboelektryczne metalu modyfikującego.

Chropowatość decyduje o rzeczywistej powierzchni styku (krzywa Abbota) oraz o intensywności zużywania. Duża ilość wierzchołków nierówności na długości odcinka styku elementarnego zapewnia dużą rzeczywistą powierzchnię styku. Średni promień zaokrąglenia wierzchołków decyduje o ich odporności na wykruszanie, szczególnie w pobliżu wierzchołków twardego, ale kruchego tlenku glinu. Smukłe wierzchołki mogą zostać szybko wyłamane

podczas kontaktu z żeliwem i wbić się do niego. Powstaje w ten sposób „ściernica" z miękkiego żeliwa z twardymi ziarnami ściernymi z Al_2O_3, która skrawa wydzielenia metalu modyfikującego. Taki stan jest szkodliwy z tribologicznego punktu widzenia, ponieważ zwiększa intensywność zużywania powłoki stanowiącej np. warstwę wierzchnią gładzi cylindrowej.

Nasiąkliwość decyduje o ilości sorbowanego oleju oraz o sposobie jego związania z podłożem. Większa nasiąkliwość, to lepsze związanie oleju z tlenkiem i trwalsza warstewka graniczna na jego powierzchni, co z kolei zapewnia pracę skojarzenia ślizgowego w określonym czasie bez podawania oleju przy nie zmienionym poziomie współczynnika tarcia.

Udział powierzchniowy metalu modyfikującego w powłoce kompozytowej decyduje o rzeczywistej powierzchni styku i o ilości oleju sorbowanego przez tę powłokę. Skrajnymi przypadkami są niemodyfikowana APT i ciągła warstwa metalu modyfikującego. W pierwszym przypadku współpraca ślizgowa jest niemożliwa (bez dodatkowej obróbki) ze względu na ścierne działanie występów nierówności tlenku, a w drugim znacznie pogorszy się smarowanie, ponieważ zwilżalność niklu olejem jest prawie równa zero, co uniemożliwia wytworzenie na nim warstewki granicznej. Optymalny z punktu widzenia tribologii jest udział powierzchniowy MeM w przedziale od 40 do 60%.

Cechy stereologiczne wydzieleń elektrolitycznych metalu modyfikującego mają istotny wpływ na wymiar kształtowanej technologicznie i eksploatacyjnie rzeczywistej powierzchni styku. Technologicznie można sterować tymi cechami poprzez odpowiedni dobór parametrów wytwarzania. Pomocne mogą być tutaj funkcje konstytuowania. Z przeprowadzonych badań wynika, że np. napięcie niklowania ma istotny wpływ na smukłość wydzieleń. Dla wyższych napięć uzyskuje się smukłe wydzielenia. Optymalnym kształtem wydzieleń jest ich przekrój poprzeczny zbliżony do trapezu. Daje to duży przyrost RPS w krótkim czasie eksploatacji, co ułatwia docieranie części maszyn. Średnia średnica i liczba wydzieleń decydują o wielkości RPS i objętości przestrzeni między wydzieleniami, która stanowi zasobnik środka smarnego, produktów zużycia i zanieczyszczeń.

Cechy materiału modyfikującego określają, m. in.: stopień deformacji, odporność na zużycie, wartość oporów tarcia, podatność na sczepianie, przewodność cieplną. Właściwości triboelektryczne MeM wpływają na przebieg procesu smarowania skojarzenia ślizgowego ułatwiając osadzanie grup polarnych środka smarnego na powierzchniach współpracujących oraz wspomagają proces eksploatacyjnego kształtowania cech warstwy kompozytowej, np. ułatwiając metaloplaterowanie tarciowe miedzią.

3.5.1. Funkcje konstytuowania i eksploatacji PK

Parametry procesu wytwarzania PK wywierają istotny wpływ na ich wybrane właściwości. Na podstawie zaplanowanego eksperymentu można otrzymać funkcje matematyczne opisujące adekwatnie zależności pomiędzy właściwościami a parametrami wytwarzania, zwane funkcjami konstytuowania. Również wybrane parametry eksploatacyjne dają się opisać w zależności od parametrów technologicznych za pomocą funkcji eksploatacji. Z tribologicznego punktu widzenia istotnymi cechami powłok kompozytowych są parametry wysokościowe chropowatości (Ra, Rmax) i nasiąkliwość (N), a w skojarzeniu z partnerem - współczynnik tarcia i zużycie elementów tego skojarzenia. Znajomość tych funkcji pozwala dobrać optymalny pod względem tribologicznym przedział parametrów wytwarzania. Wybrane funkcje konstytuowania i eksploatacji dla powłok kompozytowych APT+Ni i APT+Cu przedstawiono w części badawczej pracy.

3.6. Wpływ podłoża na kształtowanie właściwości tribologicznych PK

Jak podano w przyjętym zakresie pracy, jej przedmiotem są wybrane stopy: do przeróbki plastycznej (AlMg2), odlewnicze AlSi12 i zawierające fazę zbrojącą typu AlMC (F3S20S i AK12.15A). Są to materiały już znajdujące zastosowanie na elementy grupy tłokowej i tulei cylindrowych sprężarek oraz silników. Tym stopom jest poświęcony niniejszy rozdział.

Stosowany w bezsmarowych sprężarkach tłokowych produkcji krajowej stop AlMg2 jest pokrywany anodową powłoką tlenkową mającą twardość do 500 HV, a w specjalnych warunkach można otrzymać APT o twardości dochodzącej nawet do 1100 HV. Twardość podłoża, na którym wytworzono APT, zależy od składu chemicznego stopu i rodzaju obróbki cieplno-chemicznej i mechanicznej części maszyn pokrytych tlenkiem. Z analizy danych dotyczących zastosowań stopów aluminium na węzły ślizgowe maszyn wynika, że są używane zarówno stopy do przeróbki plastycznej, jak i stopy odlewnicze. Dodatkowo pojawiają się możliwości zastosowania kompozytów typu AlMC, np. na tuleje cylindrowe silników spalinowych. Przy tak intensywnych badaniach nad materiałami kompozytowymi należy spodziewać się, że w najbliższych latach znacznie wzrośnie ich udział w skojarzeniach ślizgowych. Dlatego wybranym reprezentantom tych grup materiałów jest poświęcony ten rozdział.

Czynnikami istotnymi z punktu widzenia technologicznego i eksploatacyjnego kształtowania kompozytowej WW opartej na APT są, m. in.:

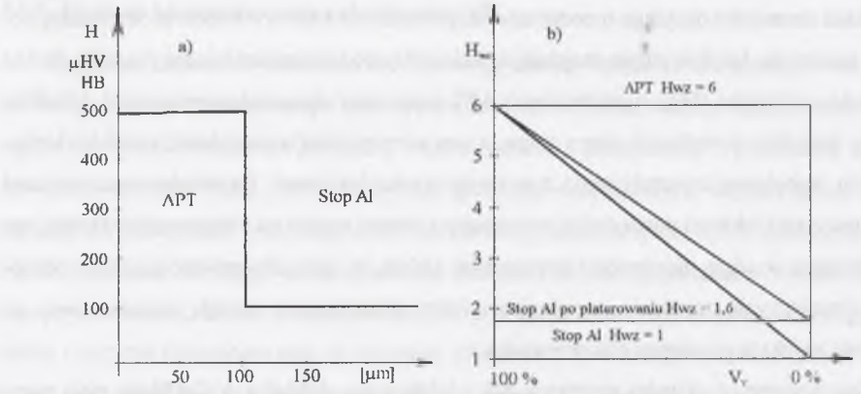
- skład chemiczny anodowanego stopu,
- stan obróbki cieplnej i mechanicznej stopu.

Skład chemiczny decyduje o podatności stopu na anodowanie i o budowie otrzymanej powłoki tlenkowej. Jeżeli w stopie znajdują się składniki anodowo nieutlenialne (Si, SiC, Al_2O_3) lub trudno utlenialne (Mg), to wytworzona APT może mieć dużą makroporowatość. Obróbka cieplna decyduje o wielkości ziaren stopu, a tym samym określa szczelność powłoki tlenkowej - im drobniejsze kryształy stopu, tym bardziej szczelny tlenek. Po obróbce mechanicznej stopu pozostaje tekstura powierzchni wywierająca istotny wpływ na chropowatość tlenku, np. zawalcowane występy nierówności powierzchni nadają jej niską chropowatość, ale po obróbkach chemicznych (trawienie, uczulanie) i elektrochemicznych zostają rozpuszczone, co znacznie zwiększa parametry chropowatości.

Zastosowane na cylindry sprężarek AB - 2/380 stopy AlMg2 i AlCu4MgSi mają twardość 45 i 85 HB, a po obróbce przez platerowanie wybuchowe osiągają 138 HB dla PA6. Tym samym twardość względna (Hwz), zdefiniowana jako stosunek średniej twardości warstwy wierzchniej (w omawianym przypadku APT) do twardości materiału rdzenia, mieści się w przedziale od 10 (dla PA2) do 4 (dla PA6 po platerowaniu). Znajomość twardości nie wystarcza do dokładnego opisu cech użytkowych części maszyn. Istotniejsze są zmiany twardości w funkcji grubości warstwy wierzchniej i strefy przypowierzchniowej. W przypadku APT rozkład ten jest niekorzystny, ponieważ występuje gwałtowny spadek twardości w miejscu przejścia z Al_2O_3 do podłoża (rys. 9a). W celu wyeliminowania tego efektu należałoby zapewnić sukcesywne zmiany twardości (rys. 9b): od maksymalnej - dla tlenku, do minimalnej - dla stopu aluminium, na którym wytworzono przydatną tribologicznie warstwę wierzchnią.

Przeprowadzone badania powłok tlenkowych wytworzonych na stopach aluminium poddanych platerowaniu wybuchowemu wykazały, że utwardzenie strefy przypowierzchniowej pod tlenkiem daje korzystne właściwości użytkowe skojarzeniom ślizgowym, w których zastosowano ww. powłoki. Fala uderzeniowa podczas platerowania wywołuje znaczne zmiany w strukturze i właściwościach stopów aluminium. Twardość plateru jest największa od strony płyty napędzającej i w miarę oddalania się od powierzchni obniża się do twardości materiału wyjściowego. Taki rozkład twardości pozwala na znaczne zwiększenie obciążeń skojarzenia przy nie zmienionym zużyciu jego warstwy wierzchniej.

Stopniową zmianę twardości można też osiągnąć przez dodanie do stopu Al w procesie jego wytwarzania odpowiedniej fazy zbrojącej, której udział objętościowy maleje w miarę oddalania się od powierzchni. Głębokość zalegania fazy zbrojącej powinna być tak dobrana, aby zapewnić liniową - lub do niej zbliżoną - charakterystykę zmian twardości względnej. Na otrzymanym w ten sposób stopie aluminium należy wytworzyć anodową powłokę tlenkową lub gradientową powłokę kompozytową o sprawdzonych właściwościach tribologicznych.



Rys. 9. Zmiany twardości w strefie przypowierzchniowej stopu aluminium po anodowaniu: a) bezwzględnej stopu Al, b) względnej stopu Al+FZ

Fig. 9. Changes of hardness in superficial layer of anodised aluminium alloy: a) absolute for Al alloy, b) relative for AlMC

Z doświadczeń przy produkcji i eksploatacji sprężarek bezsmarowych, w których zastosowano APT, wynika, że grubość tlenku 100 mikrometrów wystarcza do zapewnienia wymaganej przez użytkowników trwałości. Anodowa powłoka twarda otrzymana w odpowiednich warunkach technologicznych ma równomierną twardość w całej swej objętości. Z tribologicznego punktu widzenia nie jest konieczne, aby tlenek spełniał ten warunek. Dopuszczalny jest niewielki spadek twardości w stronę powierzchni tlenku (strefowość twardości, rys. 9a), co przyśpiesza dotarcie i zmniejsza na tym etapie intensywność zużywania współpracującego z powłoką partnera. Spadek ten wynosi od 2 do 3% dla powłok wytworzonych w procesie anodowania twardego w elektrolicie z kwasu szczawiowego. Dla powłok z elektrolitu na bazie kwasu siarkowego może on dochodzić do 30%. Przyjmując wynikającą z procesu anodowania intensywność obniżania twardości 3%, podstawową grubość powłoki 100 μm i twardości wyjściowe 500 μHV dla Al_2O_3 i 85 HB dla stopu aluminium, można wyznaczyć równanie opisujące liniową zależność twardości od grubości powłoki tlenkowej:

$$H = -0{,}15gk + 500k \qquad (4)$$

gdzie: H - twardość HV powłoki lub HB strefy zalegania fazy zbrojącej,

g - grubość powłoki mierzona od podłoża i głębokość zalegania fazy zbrojącej w μm,

k - współczynnik przeliczeniowy jednostek.

Dla przyjętej twardości anodowanego stopu aluminium H = 85 wyznaczona z powyższej zależności głębokość zalegania FZ powinna wynosić około trzy milimetry.

Podsumowując należy stwierdzić, że aby zapewnić liniowe przejście od twardości powłoki tlenkowej do twardości utlenianego stopu wystarczy zawierająca fazę zbrojącą (Al_2O_3) strefa o grubości trzech milimetrów pod warunkiem, że twardość użytego tlenku jest taka sama, jak powłoki, a zawartość tej fazy będzie malała również liniowo. Przy zastosowaniu innego rodzaju fazy zbrojącej stop Al (np. SiC) zmieni się grubość strefy przejściowej proporcjonalnie do twardości i rozkładu użytej fazy.

3.6.1. Stopy do przeróbki plastycznej

Zgodnie z przyjętym zakresem pracy z tej grupy wybrano stop do przeróbki plastycznej AlMg2, który zastosowano na cylindry sprężarek bezsmarowych typu AB2/380. Stop ten utlenia się łatwo, dając ciągłą powłokę o równomiernej grubości. Właściwości wytworzonego na PA2 tlenku zależą od parametrów anodowania, tj. temperatury, napięcia (wyrażanego anodową gęstością prądu) i czasu oraz od składu chemicznego elektrolitu. Z tribologicznego punktu widzenia optymalne powłoki otrzymuje się w roztworze kwasu szczawiowego. Z punktu widzenia możliwości wytwarzania PK najlepsze tlenki otrzymuje się na tym stopie w następujących warunkach: temperatura elektrolitu T = 293 K, gęstość prądu G = $1 \div 2 \times 10^{-2}$ A/m^2. Wpływ parametrów anodowania i niklowania stopu PA2 na właściwości tribologiczne otrzymanych PK ustalono w odrębnych badaniach i przedstawiono w pracach [65, 94]. Podstawowe właściwości tribologiczne zostaną przedstawione w części badawczej niniejszej pracy.

3.6.2. Stopy odlewnicze

Mając na uwadze potencjalne zastosowania wytworzonych na bazie tlenku glinu powłok kompozytowych na elementach ślizgowych silników spalinowych należy sprawdzić możliwość ich wytworzenia na stopach odlewniczych, z których wykonuje się m in. tłoki z pokryciem denka anodową powłoką twardą. Dlatego do badań wybrano stop eutektyczny AK12 (AlSi12Mg). Dodatkowym argumentem za tym stopem jest możliwość jego zbrojenia cząstkami lub włóknami SiC lub Al_2O_3, w wyniku czego otrzymuje się kompozyty AlMC. Na stopie AK12 otrzymuje się ciągłą powłokę tlenkową o porowatości mikro i makro ułatwiającej modyfikację. Wtrącenia fazy FeMn przechodzące z podłoża do powłoki tlenkowej ułatwiają znacznie proces modyfikacji, będąc często zarodkami wydzieleń metalu modyfikującego. Wpływ rodzaju fazy zbrojącej (FZ), jej cech stereologicznych i rozkładu w zbrojonym stopie na właściwości tribologiczne zostanie opisany w następnym podrozdziale.

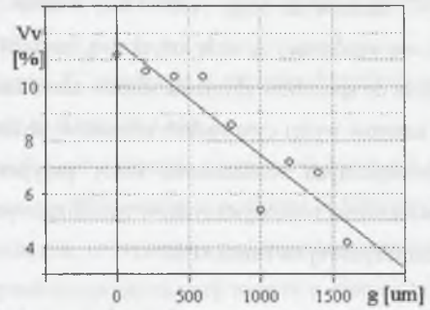
3.6.3. Stopy wzmocnione fazą zbrojącą

Jak już napisano w rozdziale 2.1, jednym ze sposobów, z grupy metod zerowych, wytwarzania tribologicznie przydatnych warstw wierzchnich na stopach aluminium jest wzmocnienie stopu fazą zbrojącą, której obecność w przypowierzchniowej strefie anodowanych stopów poprawia istotnie twardość tej strefy i wpływa na właściwości tribologiczne skojarzeń ślizgowych.

Jako fazę zbrojącą (FZ) można użyć materiałów ceramicznych, np. Al_2O_3 lub SiC w postaci sfer lub włókien. Jeżeli FZ zostanie rozmieszczona w osnowie stopu w sposób pozwalający na liniowe zmniejszenie jej udziału objętościowego w stronę rdzenia materiału, to otrzymamy pożądany liniowy spadek twardości w obrębie strefy przypowierzchniowej. Taki rozkład fazy zbrojącej i związanej z nią twardości obiecuje dobre właściwości tribologiczne. Na podstawie analizy dostępnej literatury [95, 31, 35] można wywnioskować, że wytwórcy kompozytów ze stopów aluminium dążą częściej do homogenizacji składu kompozytów w całej objętości, niż do wzmocnienia strefy przypowierzchniowej. Zbrojenie strefowe jest możliwe dzięki odlewaniu warstwowemu, czego dowodzą przedstawione na rysunku 10 wyniki badań wybranych kompozytów.

Z tribologicznego punktu widzenia strefa zalegania FZ nie powinna znacznie przekraczać dopuszczalnego liniowego zużycia, np. gładzi tulei cylindrowej po ostatnim szlifowaniu regeneracyjnym, ponieważ tuleje są wymieniane. W przypadku tłoków FZ jest potrzebna na denku, w okolicy półek pierścieni i w strefie przypowierzchniowej płaszcza. Ponowne wykorzystanie materiału zużytego cylindra czy tłoka zawierającego FZ jest czasami niemożliwe ze względów technologicznych, a odzyskiwanie cząstek jest dopiero w fazie zainteresowań ośrodków badawczych [112, 113]. Stan ten jest niekorzystny z ekonomicznego punktu widzenia ze względu na dość wysoką cenę faz zbrojących odpowiedniej jakości. Częściowym rozwiązaniem tego problemu jest stosowanie w tłokach cylindrycznych wkładek zawierających fazę zbrojącą [30, 8].

W przemyśle motoryzacyjnym w celu wzmocnienia stopów aluminium znajdują coraz więcej zastosowań Al_2O_3 i SiC w postaci włókien [41] lub cząstek [72, 35]. W pierwszym przypadku użyto specjalnych włókien (d = 1÷4 μm, L = 100÷300 μm) w celu wzmocnienia denka tłoka i krawędzi półek pierścieni tłokowych oraz poprawy odporności na zużycie tulei cylindrowych. W drugim przypadku zastosowano cząstki SiC, aby zwiększyć odporność na zużycie stopu i zmniejszyć przewodność cieplną.



Rys. 10. Wykres rozkładu udziału objętościowego Al_2O_3 w odlewanym warstwowo stopie AK12.15A500 w funkcji odległości od powierzchni formy. (o - wartości z pomiarów, -- równanie opisujące zależność V_v w funkcji odległości od powierzchni formy, (V_v = 0,042g+11,7; α= 0,15; R = 0,92; σ = 1,12%)

Fig. 10. Volumetric distribution of Al_2O_3 in layer casted AK12.15A500 alloy in dependence of distance from die surface (o - experimental results, -- theoretical)

Zdaniem autora niniejszej pracy, faza zbrojąca powinna zostać rozmieszczona w osnowie stopu tak, aby złagodzić skokową zmianę właściwości, w tym twardości. Wytworzenie części maszyn ze stopu o takim rozkładzie FZ nie kosztuje więcej niż części zawierających fazę zbrojącą w całej objętości; ich obróbka jest tańsza, a z tribologicznego punktu widzenia daje określone korzyści, co zostanie omówione w dalszej części pracy.

Dodanie fazy zbrojącej zmniejsza zużycie badanych stopów, ale zwiększa współczynnik tarcia, np. wg Sahina [69] i Sannino [96], natomiast według Konopki [95]- zwiększa z 0,35 dla osnowy do 0,5 dla kompozytu w warunkach tarcia technicznie suchego ze stalą, na stanowisku pin on disc (v = 0,1 m/s, F = 5 N, s = 1000 m). Tak duży współczynnik tarcia stawia pod znakiem zapytania zastosowania kompozytów na skojarzenia ślizgowe. Dlatego zastosowano je na tarcze i bębny hamulców zamiast żeliwa szarego [2, 3, 72], co znacznie zmniejszyło ich masę i poprawiło odprowadzanie ciepła.

Wytłumaczeniem takich właściwości tribologicznych stopów Al wzmocnionych twardą FZ jest niepoprawny z punktu widzenia skojarzeń ślizgowych dobór składników strefy przypowierzchniowej, a tym samym warstwy wierzchniej, biorących bezpośredni udział w tarciu. Ceramiczna faza zbrojąca wnosi do skojarzenia tylko wysoką twardość i dużą odporność na ścinanie. Dla zmniejszenia współczynnika tarcia brakuje składnika o niewielkiej odporności na ścinanie. Jeżeli do stopu Al zostanie dodany składnik o niewielkiej odporności na ścinanie, np. grafit, to maleje wielokrotnie zużycie i obniżają się opory tarcia [97, 48]. Jeżeli grafit jest w postaci włókien, to efekt wzmocnienia stopu jest ciekawszy z tribologicznego punktu wi-

dzenia. Według Chena [97] dodanie do stopu A356-4%C_f włókien grafitowych pokrytych niklem zmniejsza zużycie, we współpracy ze stalą łożyskową, bardziej niż dodanie 20% SiC.

Różnorodność podejścia do sposobów zbrojenia stopów aluminium, związana z różnymi celami stawianymi przez autorów wyżej cytowanych artykułów, skłoniła autora tej pracy do opracowania podstaw teoretycznych wzmacniania strefy przypowierzchniowej stopów, z myślą o poprawie ich właściwości tribologicznych, w tym ślizgowych, m. in. przez wytworzenie na nich powłoki kompozytowej na bazie APT.

3.6.4. Podstawy zbrojenia stopów przeznaczonych na skojarzenia tarciowe

Jeżeli faza zbrojąca ma spełniać dobrze zadanie „rozhartowania" strefy przypowierzchniowej, to jej udział objętościowy musi maleć w kierunku rdzenia materiału, aby zapewnić łagodny spadek twardości od jej wartości dla anodowej powłoki tlenkowej do wartości dla stopu, na którym wytworzono APT. Wypadkowa twardość stopu zbrojonego zależy od twardości fazy zbrojącej i od jej udziału objętościowego, np. im mniej FZ, tym bardziej zbliża się ona do poziomu zbrojonego stopu. Głębokość zalegania FZ powinna zależeć od wymaganej intensywności spadku twardości, tj. im łagodniejszy spadek, tym głębszy zasięg.

Jeżeli jako FZ użyjemy cząstek SiC, to uzyskamy inny rozkład twardości strefy przypowierzchniowej i inną niż dla Al_2O_3 głębokość zalegania FZ dla określonej intensywności spadku twardości. Anodowa powłoka twarda wytworzona na stopie wzmocnionym SiC będzie miała inną budowę, a tym samym i inne właściwości tribologiczne, niż APT wytworzona na stopie bez zbrojenia i zbrojonym Al_2O_3. Powłoka ta będzie miała inną porowatość ze względu na obecność FZ, inne zachowanie tej fazy podczas obróbki galwanicznej, a jej porowatość należy rozpatrywać przede wszystkim w skali makro. Obecność cząstek SiC lub Al_2O_3 wywiera istotny wpływ na budowę APT.

Parametry stereologiczne fazy zbrojącej będą określały przyszłe właściwości tribologiczne warstwy wierzchniej kompozytu. Chcąc dokonać analizy wpływu FZ należy uwzględnić następujące parametry stereologiczne:

- liczba cząstek fazy zbrojącej N_A mm^{-2}
- udział objętościowy FZ V_V %
- obwód względny L_A mm^{-1}
- średnia średnica cząstek d μm.

W celu prześledzenia wpływu fazy zbrojącej na właściwości wytworzonej anodowej powłoki tlenkowej poczyniono następujące założenia:

1. Cząstki fazy zbrojącej mają kształt kulisty i są rozłożone równomiernie na płaszczyźnie analizowanego przekroju.
2. Średnia średnica (d) cząstek FZ przyjmuje w stosunku do grubości APT następujące wartości: a) $d << g$, b) $d \approx g$, c) $d > g$, d) $d >> g$.
3. Cząstki FZ nie są utlenialne, albo utleniają się znacznie gorzej niż modyfikowany stop.
4. APT podczas anodowania w 50% wrasta w podłoże i w 50% swej grubości zwiększa wymiar obrabianego przedmiotu, co występuje podczas anodowania w elektrolicie $(COOH)_2$.
5. Podczas anodowania powłoka zwiększa swój wymiar w kierunku równoległym do podłoża (wzrost na boki), jeżeli warunki wzrostu na to pozwalają.
6. Proces powłokotwórczy odbywa się na granicy APT/stop utleniany.

Jeżeli średnica cząstki zbrojącej jest znacznie mniejsza od grubości APT, to mamy do czynienia z sytuacją przedstawioną na rysunku 12. W anodowanym kompozycie są możliwe trzy położenia FZ w stosunku do powierzchni modyfikowanego stopu (rys. 12a). Model późniejszych zmian położenia cząstek spowodowanych tworzeniem tlenku aluminium pokazano na rysunku 12b. Przy konstruowaniu modelu poczyniono następujące założenia:

- średnica cząstek FZ wynosi 10 μm (najmniejsze zużycie partnera ślizgowego),
- grubość APT wynosi 100 μm (wymóg producenta sprężarek, w których zastosowano APT),
- tlenek aluminium „rośnie" w 50% zarówno na zewnątrz, jak i na strony.

Podczas anodowania kompozytu cząstki FZ znajdujące się bezpośrednio na powierzchni zostaną zamknięte w tlenku. W miejscach, gdzie znajdują się cząstki zbrojące, nie powstaje tlenek, ale dzięki przyrostowi bocznemu 5 μm/10 μm grubości APT zasłania je. Gdy grubość tlenku przekroczy 10 μm, otrzymujemy ciągłą powłokę tlenkową z inkrustowanymi cząstkami FZ i zamkniętymi makroporami, które może łączyć sieć kanalików. Z tribologicznego punktu widzenia jest to korzystne, ponieważ w kanalikach może zostać zgromadzony olej. Taki model będzie słuszny przy założeniu, że pomiędzy cząstkami FZ i osnową niema żadnej nieciągłości, tzn. obydwie fazy są ze sobą ściśle powiązane. Jest to możliwe przy dobrej zwilżalności cząstek FZ modyfikowanym stopem. Jak wynika z danych literaturowych [35] i praktyki własnej autora [98], pomiędzy cząstkami FZ i stopem istnieją szczeliny, w które podczas anodowania wnika elektrolit. W ten sposób na granicy faz powstaje warstewka tlenku, która wypycha cząstki FZ do góry. Przemieszczanie cząstek jest ograniczane przez warstewkę APT znajdującą się nad FZ i stop otaczający cząstkę. Skutkiem przemieszczania cząstek jest zmniejszenie objętości powstających makroporów, co pogarsza nasiąkliwość

wytworzonej powłoki kompozytowej. Zmniejszenie objętości porów ma swoje dodatnie następstwa, ponieważ powłoka o mniejszych porach jest mniej krucha.

Wielkość przemieszczenia cząstek FZ przez powstający pod nimi tlenek zależy m. in. od szybkości przyrostu bocznego tlenku i od wymiarów szczeliny. Im mniejsza jest szczelina, tym mniej elektrolitu w nią wnika i cieńsza jest warstewka tlenku, co daje mniejsze przemieszczenie cząstki zbrojącej, a tym samym większą objętość porów.

Cząstki FZ znajdujące się podczas anodowania stopu w strefie przypowierzchniowej nie głębiej niż 50 μm pod powierzchnią nie zostaną naruszone przez elektrolit w początkowej fazie procesu. Dopiero gdy powłoka osiągnie określoną grubość, dojdzie do ich bezpośredniego kontaktu z elektrolitem. W miejscach, gdzie są szczeliny, między FZ i stopem rozpocznie się wytwarzanie tlenku pod cząstką. Grubość tej warstewki jest znacznie mniejsza, ponieważ warunki transportu grup powłokotwórczych z elektrolitu są ograniczone. Dlatego część APT przylegająca do podłoża jest mniej porowata. Nie ma to zbyt wielkiego znaczenia, ponieważ ta strefa Al_2O_3 nie bierze udziału we współpracy ślizgowej z partnerem.

Cząstki FZ znajdujące się głębiej niż 50 μm nie biorą udziału w tworzeniu powłoki kompozytowej. Regularność ich rozkładu i udział objętościowy określają intensywność spadku twardości warstwy wierzchniej od poziomu dla APT do modyfikowanego stopu.

W przypadku gdy średnica cząstki FZ jest w przybliżeniu równa grubości APT, należy wyróżnić dwie - istotne z tribologicznego punktu widzenia - możliwości, które zależą od położenia cząsteczek FZ. Pierwsza z nich dotyczy cząstek zbrojących (CZ) bezpośrednio na powierzchni, które podczas obróbki skrawaniem mogą zostać przecięte lub wyrwane, co zależy od wytrzymałości na ścinanie połączenia stop/FZ (np. τ = 5 MPa dla Al/Al_2O_3 dla cząstek wg [99] i 10 MPa dla włókien wg [100, 101]). Po usuniętych cząstkach pozostają wolne przestrzenie, których wymiary zależą od wymiarów i kształtu tych cząstek. Nieciągłości te zwiększają rzeczywistą powierzchnię stopu przed anodowaniem i makroporowatość APT, co może dać lepsze warunki smarowania. Prawdopodobieństwo wyrwania cząstki zależy od wysokości części CZ wystającej nad powierzchnię stopu. Jeżeli ta wysokość przekracza promień cząstki, to prawdopodobieństwo to jest duże. Dzięki przeciętym cząstkom powstają w APT makropory. W miejscach, gdzie znajdują się CZ, nie powstaje tlenek. Rosnący na boki z obydwóch stron CZ tlenek tworzy stożkowe kanały. Kształt i objętość tworzących się kanałów zależą zarówno od parametrów stereologicznych cząstek FZ, od ich odległości od powierzchni, jak i od szybkości przyrostu bocznego powłoki tlenkowej. Jeżeli któraś ze słabo związanych z podłożem cząstek zostanie podczas obróbki przecięta poniżej połowy, może zostać „wypłukana" przez elektrolit, co daje kolejny makropor.

Z drugą możliwością spotykamy się przy cząstkach oddalonych od powierzchni anodowanego stopu. Do bezpośredniego kontaktu elektrolitu z cząstkami zbrojącymi dochodzi dopiero wtedy, gdy powłoka tlenkowa jest już ukształtowana i nie ma możliwości wypchnięcia CZ. Powstający pod nią tlenek dociska ją do powłoki górnej i otacza ją całkowicie. Może to być przyczyną spiętrzenia naprężeń i powstawania wad powłoki. Jeżeli cząstka zbrojąca leży na granicy APT i stopu, to tlenek sięga głębiej w stop niż w miejscach, gdzie nie ma CZ. Pokazano to na rysunku 12c - model oraz 11 – cząstka rzeczywista SiC w kompozycie F3S.20S (rys. 11a) i włókno krótkie Al_2O_3 w kompozycie AK12.15Aw (rys. 11b).

Jeżeli średnica cząstek FZ jest większa od grubości APT, to istnieją dwie możliwości, tj. CZ znajduje się bezpośrednio przy powierzchni stopu lub na pewnej głębokości. W pierwszym przypadku podczas anodowania mogą powstać dodatkowe makropory zwiększające nasiąkliwość APT, co jest korzystne z tribologicznego punktu widzenia. W drugim przypadku CZ zostaje otoczona Al_2O_3 od góry i od dołu, co daje ciągłą APT zawierającą drobne defekty. Defekty te podczas współpracy z tworzywem sztucznym, stanowią „kotwicę" dla tworzącego się filmu ślizgowego, a z żeliwem - są przyczyną powstawania pęknięć, co stanowi wadę.

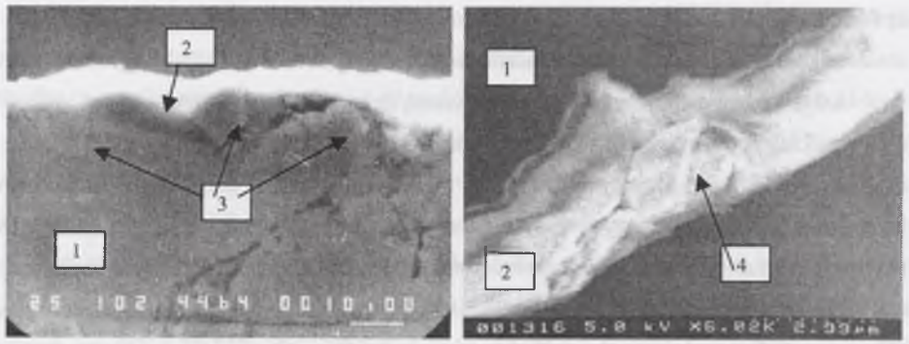
Jeżeli średnica cząstek FZ jest znacznie większa od grubości APT (d >> g), to podczas obróbki skrawaniem na powierzchni stopu powstaną duże makropory w miejscach po wyrwanych cząstkach zbrojących. Efektem tego są znaczna nierównomierność grubości i chropowatość powierzchni APT, przyczyniające się do zwiększenia zużycia skojarzenia. Z tribologicznego punktu widzenia należy zrezygnować ze zbrojenia stopów tego typu fazą. Z danych literaturowych i dotychczasowych doświadczeń autora wynika, że maksymalne średnice cząstek Al_2O_3 stosowanych do produkcji AlMC nie przekraczają 70 μm przy średniej 25 μm (sito 500), a przy SiC o średniej średnicy 18,4 μm mniej niż 2% przekracza 40 μm. Przypadek, że d >>g może mieć miejsce tylko przy cząstkach z sita 280 (średnia średnica 50 μm).

Jeżeli zostanie przyjęta inna niż sferyczna cząstka postać fazy zbrojącej, to analiza jej wpływu na właściwości tribologiczne kompozytu będzie podobna. Zmienią się tylko wymiary, i np. dla włókien dojdzie dodatkowy parametr, jakim jest orientacja FZ w stosunku do powierzchni. Z geometrycznego punktu widzenia przejście od kuli do walca wymaga przyjęcia dodatkowego wymiaru - długości (l) lub długości względnej (l/d). Możliwości sterowania właściwościami tribologicznymi powłoki kompozytowej wytworzonej na stopie aluminium zbrojonym włóknem krótkim Al_2O_3 są większe niż cząstkami. Jeżeli włókna zostaną ułożone prostopadle do powierzchni, to ich usunięcie podczas obróbki skrawaniem jest utrudnione. Wstępne obróbki galwaniczne i anodowanie twarde (roztwarzanie podłoża w dół na głębokość ok. 50% grubości APT) spowodują, że zostaną one inkludowane do APT stanowiąc

swego rodzaju strefę przejściową (rozhartowującą) od bardzo twardego tlenku do miększego stopu. Jeżeli włókna zbrojące będą ułożone ukośnie lub prawie równolegle do powierzchni anodowanej, to otrzymana powłoka tlenkowa będzie bardziej porowata. Na rysunku 11b przedstawiono powłokę z inkludowanym włóknem, w pobliżu którego powstały wady tlenku. Jeżeli włókna będą rurkami, to możemy uzyskać interesujące właściwości smarne powłoki kompozytowej wytworzonej na tak zbrojonym podłożu.

Dodatkowym aspektem przemawiającym za stosowaniem włókien jest możliwość ich równomiernej dyspersji, co ujednorodni właściwości i może zmniejszyć masę użytej FZ obniżając koszty.

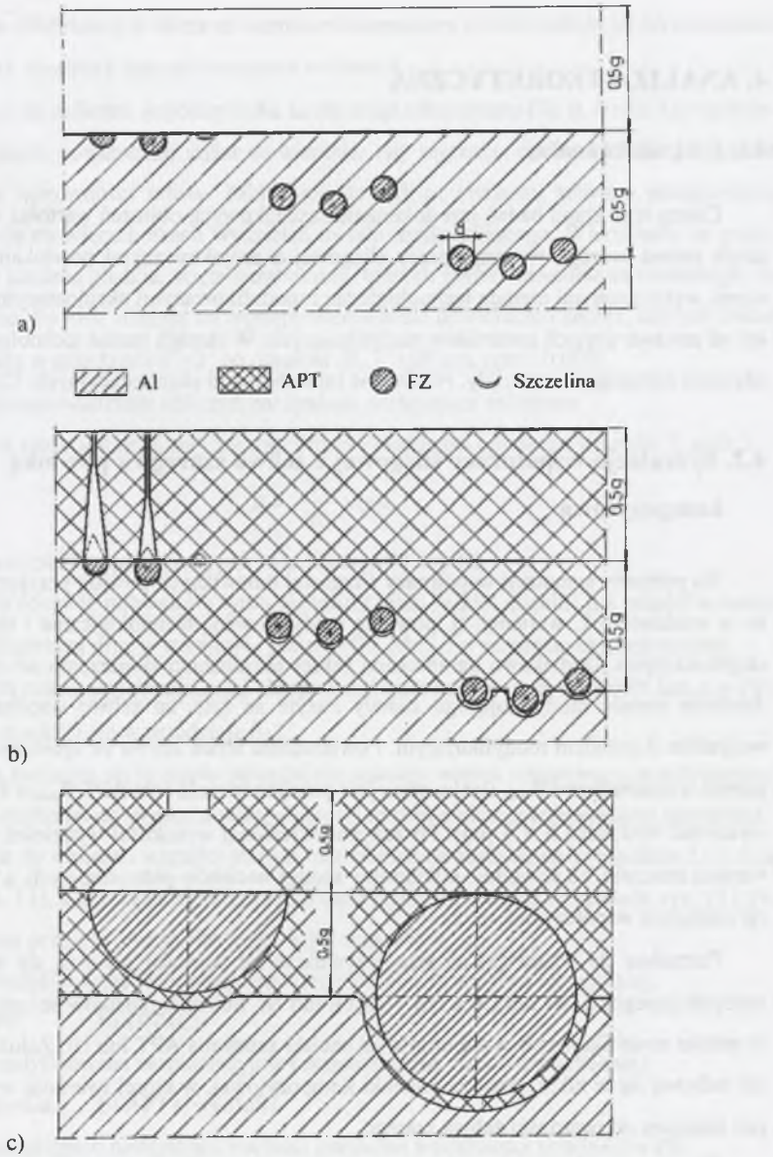
Podsumowując należy stwierdzić, że w praktyce można mieć do czynienia z dwoma pierwszymi przypadkami, tj. d << g i d ≈ g, ale występującymi jednocześnie, ponieważ używane do produkcji kompozytów cząstki SiC i Al_2O_3 mają duży rozrzut wymiarów (Al_2O_3 od 7,5 do 67 μm i SiC od 9 do 47 μm), co wykazały przeprowadzone badania stereologiczne FZ.



a) SEM 1000 x b) SEM 6000

Rys. 11. Widok cząstek zbrojących w APT (a - 3 cząstki SiC pod i w APT; b - włókno Al_2O_3 otoczone APT świadczące o penetracji elektrolitu na granicy faz, nad włóknem widoczne narastanie tlenku w bok, wokół włókna jest widoczna granica rozdziału faz; 1 - utleniany stop, 2 - APT, 3 - cząstki SiC, 4 -włókno Al_2O_3).

Fig. 11. View of reinforcing particles embedded in AHC (a - there are 3 SiC particles under and in the AHC, b - Al_2O_3 fibre rounded with AHC which is an evidence for electrolyte penetration between matrix and RP, oxide over the fibre shows side building of AHC, there is a phase boundary between matrix and fibre to see; 1 - anodised alloy, 2 - AHC, 3 - SiC particles, 4 - Al_2O_3 fibre)



Rys. 12. Model możliwego położenia cząstek FZ w anodowanym kompozycie (d = 10 μm – średnica cząstki FZ, g = 100 μm – grubość APT): a) położenie cząstek w stopie przed anodowaniem, d << g; b) położenie cząstek w stopie i powłoce tlenkowej po anodowaniu, d << g; c) położenia FZ po anodowaniu, d ≈ g

Fig. 12. Model of possible location of RP in anodised AlMC (d = 10 μm – RP diameter, g = 100 μm – AHC thickness): a) RP locations in alloy before anodizing, d << g; b) RP locations in alloy and in AHC after anodising

4. ANALIZA TEORETYCZNA

4.1. Cel i zakres analizy

Celem tego etapu badań jest dokonanie szacunkowych obliczeń wartości współczynnika tarcia żeliwa szarego we współpracy ślizgowej z projektowanymi powłokami kompozytowymi, wytworzonymi metodą technologiczną i modyfikowanymi eksploatacyjnie, w zależności od zestawu użytych materiałów modyfikujących. W ramach metod technologicznych będą używane następujące materiały: Ni, Cu a w ramach metod eksploatacyjnych: Cu i MoS_2.

4.2. Symulacja współpracy ślizgowej z żeliwa szarego z powłoką kompozytową

Na potrzeby symulacji współpracy ślizgowej omawianych powłok przyjęto przedstawione w rozdziale 3.2. warianty, tj. powłokę modyfikowaną technologicznie i technologiczno-eksploatacyjnie. Dodatkowo ograniczono zakres eksploatacji skojarzenia do czasu, gdy wydzielenia metalu modyfikującego zostały zużyte na tyle, że żeliwo współpracuje przede wszystkim z metalem modyfikującym. Powierzchnia styku żeliwa ze sporadycznie występującymi wierzchołkami R_{max} tlenku glinu jest pomijalnie mała (dla APT R_{max}= 4,9 μm, średnia wysokość wydzieleń h = 8 μm). Po zużyciu określonej wysokości wydzieleń wielkość RPS wzrasta znacznie, co powoduje kilkukrotny spadek nacisków jednostkowych, a w konsekwencji zmniejsza współczynnik tarcia.

Potrzebne do wzoru (3) na współczynnik tarcia wartości odnoszą się do: τ - metalu modyfikującego, tj. Ni lub Cu a HB – Al_2O_3 lub Ni. Ścinanie mostków sczepień odbywa się w metalu modyfikującym, a odporność na naciski zapewnia APT lub Ni. Założenie, że ścinanie odbywa się w niklu, dotyczy powłoki kompozytowej, w której twardość wydzieleń niklu jest mniejsza od twardości żeliwa szarego.

W wariancie drugim sczepienia tworzą się między żeliwem i miedzią, której wytrzymałość na ścinanie jest zależna od warunków metaloplaterowania [55, 91] i temperatury [84, 85]. Zakładając, że temperatura miedzi znajdującej się w strefie tarcia zmienia się od temperatury otoczenia - przy rozruchu - do wartości panującej w mikroobszarach, przekraczającej temperaturę topnienia, możemy przeprowadzić analizę teoretyczną oporów tarcia według zależności

(3) podanej w rozdziale 3.2. Wraz ze wzrostem temperatury miedzi maleje jej wytrzymałość na ścinanie (τ), zgodnie z danymi zawartymi w tabeli 3.

Potrzebny do obliczeń współczynnika tarcia drugi człon wzoru (3), tj. średni kąt nachylenia rzeczywistych powierzchni styku do kierunku siły stycznej, zależy od kąta pochylenia wierzchołków nierówności żeliwa. Zakładamy, że styk powierzchni żeliwa z powierzchnią PK odbywa się na wierzchołkach wydzieleń metalu modyfikującego. Wierzchołki te przyjmujemy jako idealnie gładkie, ścięte paraboloidy, których górne krawędzie są równoległe do kierunku ruchu. Po nich ślizgają się występy nierówności powierzchni żeliwa, których średni kąt α mieści się w przedziale 0°÷2° po dotarciu (R_a = 0,05 μm, tgα = 0,005).

W celu przeprowadzenia obliczeń poczyniono następujące założenia:

- współczynnik tarcia jest obliczany z wzoru Ernsta i Merchanta opisanego w rozdz. 3, wzór 3,

$$\mu = \frac{\tau}{HB} + tg\alpha$$

- twardość powłoki kompozytowej jest twardością APT lub Ni,
- założono, że ścinanie odbywa się tylko wewnątrz niklu (nikiel miękki) lub miedzi w metodzie technologicznej oraz w warstewce plateru (Cu, MoS_2) w metodzie eksploatacyjnej,
- powierzchnia żeliwa jest dotarta, a jej chropowatość jest bardzo mała (R_a= 0,05 μm, n = 10), dlatego kąt α mieści się w przedziale 0÷2°,
- praca tarcia zamienia się w ciepło powodujące znaczny wzrost temperatury w mikroobszarach styku (dochodzi do stopienia mikroobjętości metalu o niższej temperaturze topnienia).

Potrzebne do obliczeń wartości stałych materiałowych zestawiono w tabelach 2 i 3 i na wykresie (rys. 13), a uzyskane wyniki przeprowadzonych obliczeń na wykresach, rys. 15 i 16.

Do analizy przyjęto dwa warianty powłok kompozytowych:

1. Powłoka modyfikowana technologicznie (technologiczna warstwa wierzchnia),
   a) APT+Ni, b)APT+Cu
2. Powłoka modyfikowana eksploatacyjnie (eksploatacyjna warstwa wierzchnia)
   a) APT+Ni+Cu, b) APT+Ni+MoS_2.

Do obliczeń przyjęto następujące wartości graniczne właściwości składników PK:

1. Twardość APT: HB_{min} = 450 MPa, HB_{max} = 500 i 1000 MPa
2. Twardość elektrolitycznie osadzanego niklu: HB_{min} = 180 MPa, HB_{max} = 360 MPa.
3. Twardość elektrolitycznie osadzanej miedzi: HB_{min} = 54 MPa, HB_{max} = 135 MPa.
4. Wartość naprężeń na ścinanie τ dotyczy niklu, miedzi i MoS_2; w przypadku Cu naprężenie τ zależy od temperatury w strefie tarcia (dla Cu τ_{min} = 5 MPa, τ_{max} = 110 MPa) i nie zależy

od zgniotu (krzywa 4, rys. 13); w przypadku elektrolitycznych wydzieleń Ni wpływ temperatury i zgniotu kompensują się do około 450°C. (dla Ni τ_{min} = 200 MPa, τ_{max} = 300 MPa), dla MoS_2 τ_{min} = 2,1 MPa, τ_{max} = 2,6 Mpa.

5. Kąt pochylenia wierzchołków nierówności dla żeliwa szarego po dotarciu jest bardzo mały ($\alpha_{min} = 0°$, $\alpha_{max} = 2°$).

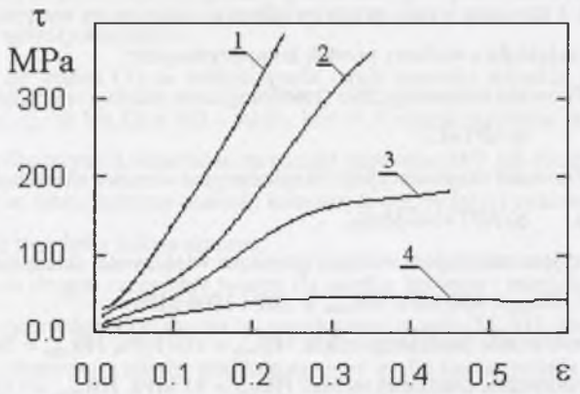
Tabela 3

Zestawienie właściwości mechanicznych miedzi w różnych temperaturach [85]

Temperatura K	Temperatura °C	Rm MPa	A_5 %	τ [1] MPa
293	20	225	32÷60	130
433	160	188	32	110
573	300	134,5	30	80
683	410	86,6	19	50
828	550	49,4	14	29
923	650	33,6	15	19,5
1063	790	19,4	14	11,2
1243	970	8,1	6	4,7

[1] Wyznaczono wg hipotezy Hubera $\tau_{nieb.} = 0{,}58\sigma_{nieb.}$

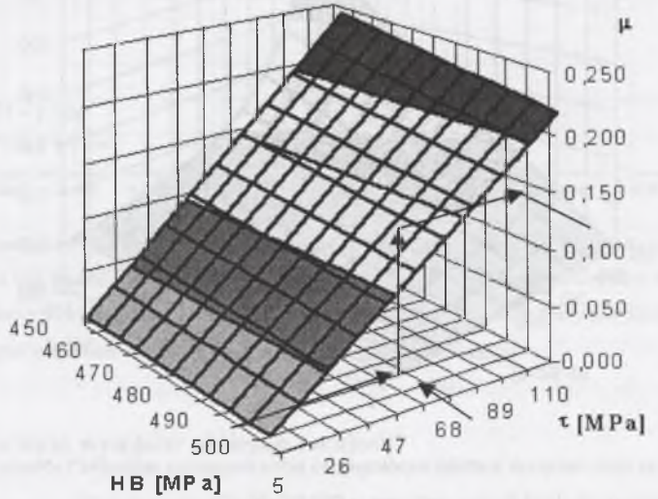
Stałe materiałowe zaczerpnięto z badań własnych i z praktyki firmy MTU z Monachium [17] oraz innych prac [62, 93]. Wartości twardości przeliczono na twardość wg HB zgodnie z normą niemiecką [100] i polską [101] oraz wskazówkami zawartymi w pracach [102, 103]. Schemat styku wierzchołków nierówności powierzchni żeliwa z materiałem kompozytowym pokazano na rysunku 16.



Rys. 13. Wykres zależności naprężeń ścinających miedzi (τ) od temperatury (T) i odkształcenia (ε): 1 - T = 4,2 K; 2 - T = 77 K; 3 - T = 293 K; 4 - T = 600 K [84]
Fig. 13. Dependence of shear stress (τ) on temperature (T) and strains (ε) for copper

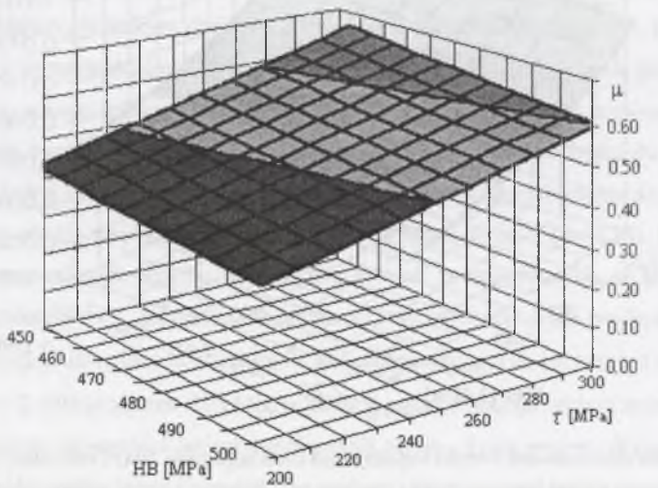
4. 3. Wyniki obliczeń szacunkowych

Graficzne interpretacje uzyskanych wyników obliczeń przedstawiono na rysunkach 14 i 15.



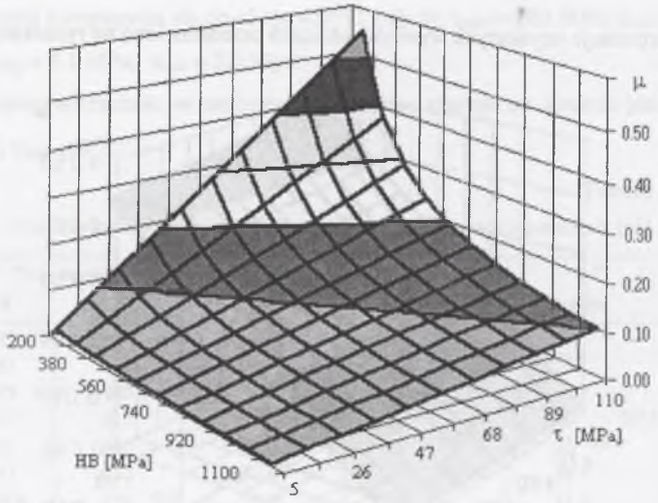
Rys. 14a. Wykres obliczeniowych wartości współczynnika tarcia skojarzenia żeliwo/APT+Cu ($\alpha = 0°$). (Strzałkami zaznaczono sposób odczytywania wartości μ dla wybranych wartości τ i HB)

Fig. 14a. Theoretical calculated friction coefficient in CI/AHC+Cu pairing ($\alpha = 0°$) (The arrows show how the friction coefficient should be read for given τ and HB)



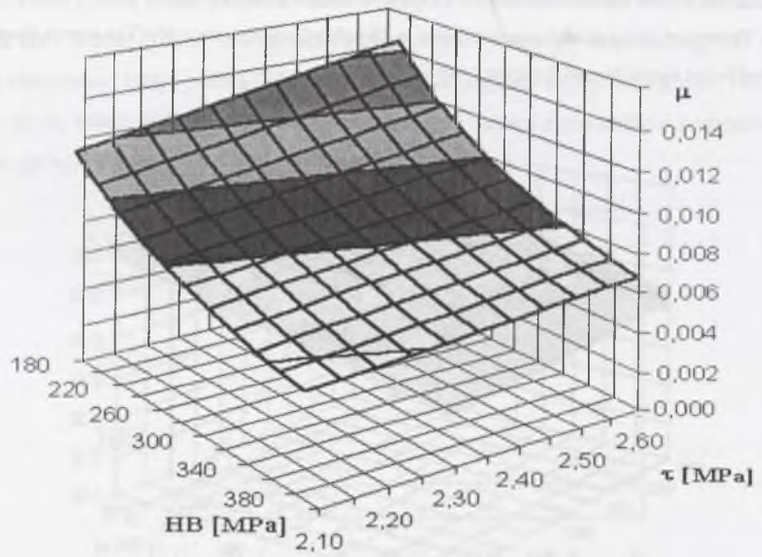
Rys. 14b. Wykres obliczeniowych wartości współczynnika tarcia skojarzenia żeliwo/APT+Ni ($\alpha = 0°$)

Fig. 14.b. Theoretical calculated friction coefficient in CI/AHC+Ni pairing ($\alpha = 0°$)



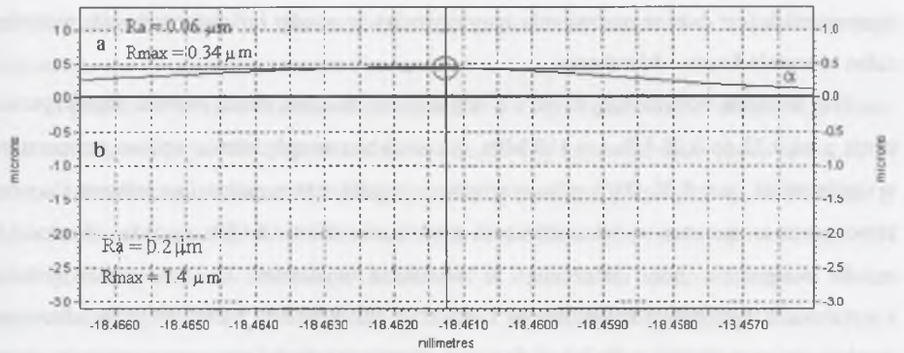
Rys. 15a. Wykres obliczeniowych wartości współczynnika tarcia skojarzenia żeliwo/APT+Ni+Cu ($\alpha = 0°$)

Fig. 15.a. Theoretical calculated friction coefficient in CI/AHC+Ni+Cu pairing ($\alpha = 0°$)



Rys. 15b. Wykres obliczeniowych wartości współczynnika tarcia skojarzenia Zl/APT+Ni+ MoS_2 ($\alpha = 0°$);

Fig. 15b. Theoretical calculated friction coefficient in CI/AHC+Ni+MoS_2 pairing ($\alpha = 0°$)



Rys. 16. Schemat styku występów nierówności powierzchni żeliwa (a) z kompozytem (b). (Linią grubą zaznaczono położenie linii średniej profilu chropowatości kompozytu, α - kąt pochylenia powierzchni styku)

Fig. 16. Roughness protrusion contact between cast iron (a) and AlMC (b); (With heavy line the average line of composite roughness has been marked, α - surface tilt angle of the contact area)

4. 4. Omówienie wyników obliczeń i wnioski

Na przedstawionych na rysunkach 14 i 15 wynikach obliczeń teoretycznych współczynnika tarcia dla pracujących bez smarowania czterech analizowanych skojarzeń widać wyraźny wpływ składu powłoki kompozytowej na opory tarcia. Maksymalny współczynnik tarcia (0,65) uzyskuje się dla powłoki APT+Ni, w której tlenek ma najniższą twardość (450 MPa, rys. 14b), a wydzielenia niklowe mają najwyższą wytrzymałość na ścinanie. Dotyczy to okresu współpracy, w którym dochodzi do kontaktu żeliwa z dotartą APT. Twardość jest cechą APT, a wytrzymałość na ścinanie dotyczy niklu. Stan taki pojawia się po zużyciu wydzieleń do wysokości porównywalnej z maksymalnymi wysokościami nierówności tlenku. Nikiel o małej twardości jest szybciej deformowany plastycznie i dochodzi do kontaktu żeliwa z APT, której twardość jest wyższa. Wytworzenie PK na specjalnym tlenku (o twardości do 1100 HB) obniża współczynnik tarcia prawie do jednej trzeciej (do 0,20). Jest to wskazówka dla optymalizacji procesu wytwarzania powłok kompozytowych, w którym można sterować twardością APT. Na rysunkach przedstawiono wyniki tylko dla powierzchni dotartej ($\alpha = 0°$). Uwzględniając inne kąty należy do obliczonej wartości dodać tangens tego kąta, np. 0,035 dla $\alpha = 2$. Dla skojarzeń APT+Ni, w których nikiel wykazuje wyższą wytrzymałość na ścinanie, dodanie tej wartości zmieni współczynnik tarcia o kilka procent. Przyczyną dużych wartości współczynnika tarcia i niewielkiego wpływu chropowatości jest to, że tarcie odbywa się przede wszystkim pomiędzy dwoma partnerami, tj. żeliwem i niklem. Wytrzymałość na

ścinanie niklu jest duża w porównaniu z wytrzymałością miedzi i dlatego przeważa pierwszy człon równania Ernsta i Merchanta.

Gdy metalem modyfikującym jest Cu, uzyskuje się znacznie niższą wartość współczynnika tarcia μ od 0,22 do 0,25 (dla τ = 110 MPa, rys. 14a) bez uwzględnienia wpływu temperatury w strefie tarcia i μ = 0,03÷0,05, gdy uwzględnimy spadek wytrzymałości na ścinanie Cu wraz ze wzrostem temperatury w mikroobszarach strefy tarcia (dla τ = 5 MPa, rys 14a). Wartości te są do osiągnięcia przy założeniu, że wysokość wydzieleń Cu jest porównywalna z wysokością występów nierówności APT (Ra do 2 μm, Rmax do 5 μm). W przypadku wyższych wydzieleń dochodzi do ich deformacji plastycznej aż do momentu wejścia w strefę styku występów APT. Okres ten trwa około 10 godzin, dlatego pominięto go w obliczeniach.

Największe możliwości wpływu technologii wytwarzania na opory tarcia dają powłoki trójskładnikowe APT+Ni+Cu i APT+Ni+MoS_2. Jeżeli niklowanie zostanie wykonane specjalną metodą dającą drobnokrystaliczne i bardzo twarde wydzielenia (HB do 1000 [14]), a miedź będzie osadzana eksploatacyjnie w wyniku platerowania tarciowego, to można uzyskać współczynnik tarcia poniżej 0,1 (dla τ = 5 MPa, rys. 15a). Taki efekt jest możliwy dzięki dużej twardości APT i niklu oraz małej odporności na ścinanie miedzi. Osadzana eksploatacyjne miedź nie daje powłoki ciągłej. Jest nanoszona wysepkowo na najwyższych występach Ni. Dzięki temu jej twardość nie ma istotnego znaczenia. Osady Cu można traktować jako smar stały. Na podstawie wyników obliczeń można zauważyć istotny wpływ chropowatości powierzchni powłok trójskładnikowych. Dla gładkiej powierzchni (Ra < 0,05; α = 0°) obliczeniowy współczynnik tarcia jest około 40% niższy (0,1) niż dla powierzchni niedotartej (μ = 0,14 dla α = 2°). Przy niewielkiej wartości pierwszego składnika równania Ernsta i Merchanta zaczyna odgrywać rolę tangens kąta pochylenia powierzchni styku. Tymczasem dla powłok modyfikowanych eksploatacyjnie MoS_2 teoretycznie można uzyskać współczynnik tarcia od 0,004 do 0,015 (rys. 15b). Byłoby to praktycznie możliwe, gdyby ścinanie odbywało się tylko w MoS_2, co wymaga osadzania warstewki na wierzchołkach Ni. W rzeczywistości na wierzchołkach Ni osadza się niewiele MoS_2, więcej w zagłębieniach APT. W ten sposób powierzchnia styku jest superpozycją kilku składników, w tym tlenku glinu, który charakteryzuje się znacznie większą odporność na ścinanie, a tym samym zwiększa opory tarcia. W procesie tarcia należy też uwzględnić ścinanie składników żeliwa o wytrzymałości τ mniejszej od tego parametru dla niklu (200÷300 MPa). Jeżeli udział APT wzrośnie do poziomu, przy którym siły potrzebne do ścinania mostków sczepień przekroczą wytrzymałość na ścinanie

żeliwa (150÷450 MPa), to proces ścinania przeniesie się do żeliwa, zwiększając jego zużywanie.

Na podstawie przeprowadzonych obliczeń teoretycznych dla wartości skrajnych parametrów materiałowych (τ, HB i α) można stwierdzić, że aby zapewnić małe opory tarcia, strefa przypowierzchniowa skojarzeń ślizgowych powinna zawierać przynajmniej 2 składniki, tj. jeden mający małą wytrzymałość na ścinanie (np. Cu) i drugi dający dużą twardość (np. APT lub Ni). W skojarzeniach smarowanych obecność w strefie tarcia anodowej powłoki tlenkowej sorbującej substancje smarne może dodatkowo zmniejszyć współczynnik tarcia. Otrzymanie takiej warstwy metodą technologiczną wymaga jej mozaikowej budowy zapewniającej odpowiedni do wymagań hipotezy Bowdena udział wszystkich składników w strefie tarcia. Możliwe jest też wykorzystanie metody eksploatacyjnego dostarczania trzeciego składnika, np. Cu z koloidalnych zawiesin w oleju lub MoS_2 z zawiesin olejowych. Procesy wytwarzania i eksploatacji należy tak prowadzić, aby chropowatość powierzchni była mała.

Wartości współczynnika tarcia uzyskane z obliczeń należy traktować jako orientacyjne i porównawcze dla różnych powłok kompozytowych. Przeprowadzone obliczenia wskazują kierunek zmian przy zastosowaniu różnych wariantów powłok kompozytowych, pod warunkiem, że ścinanie będzie odbywało się tylko w sieci krystalograficznej Cu lub MoS_2. W praktyce w skojarzeniu strefa styku stanowi mozaikę kilku materiałów, w skład której wchodzi też odporny na ścinanie tlenek aluminium, co zwiększa współczynnik tarcia. Jeżeli powłoka APT+Ni została wytworzona na kompozycie zawierającym Al_2O_3 lub SiC, to wytrzymałość na ścinanie w strefie tarcia nie wzrośnie, ponieważ τ dla obydwóch faz zbrojących jest mniejsze od τ dla APT.

Obliczone wartości współczynnika tarcia dla powłok dwu- i trójskładnikowych różnią się między sobą istotnie, co powinno stanowić pożyteczną wskazówkę przy ich wytwarzaniu i znaleźć odzwierciedlenie w planowanych badaniach laboratoryjnych.

Na podstawie dokonanych obliczeń można sformułować następujące wnioski:

1. Poprzez technologiczny dobór materiałów tworzących warstwę wierzchnią skojarzenia żeliwo/stop aluminium można sterować właściwościami tribologicznymi tego skojarzenia. Teoretycznie najlepsze możliwości uzyskania małych wartości współczynnika tarcia stwarza obecność przynajmniej dwóch materiałów, tj. twardego tlenku aluminium i podatnego na ścinanie niklu lub miedzi.
2. Eksploatacyjnymi metodami kształtowania warstwy wierzchniej stopów aluminium można uzyskać istotne zmniejszenie współczynnika tarcia poprzez platerowanie tarciowe miedzią lub dwusiarczkiem molibdenu.

5. BADANIA EKSPERYMENTALNE

W celu sprawdzenia słuszności postawionej tezy i eksperymentalnego zweryfikowania obliczeń teoretycznych, przeprowadzono niezbędne badania laboratoryjne. Podzielono je na dwa etapy. Pierwszy z nich obejmował PK kształtowane metodami technologicznymi, a drugi PK modyfikowane eksploatacyjnie. Powłoki wytworzono na podłożach o skrajnie różnych właściwościach tribologicznych, tj. takich, które powodują zużycie współpracującego z nimi żeliwa od kilku do kilkudziesięciu miligramów na 50 godzin. Plan badań zamieszczono w tabeli 4.

Tabela 4

Plan badań

Badania technologiczne	Badania tribologiczne	Badania uzupełniające
1. Wpływ materiału podłoża na właściwości PK a) AK12+Al_2O_3w b) AK12+SiC c) AK12+Al_2O_3 d) PA2, PA6, AK12 2. Wpływ materiału modyfikującego a) Ni b) Cu 3) Wpływ sposobu modyfikacji a) modyfikacje technologiczne (Ni, Cu,) b) modyfikacje eksploatacyjne (Cu, MoS_2)	1. Pomiar współczynnika tarcia i zużycia 2. Wpływ nacisku (p od 0,5 do 5 MPa)	1. Badania mikroskopowe w skali mikro 2. Badania mikroskopowe w skali nano (AFM) 4. Pomiary chropowatości 5. Pomiary nasiąkliwości 6. Badania PK w obniżonych temperaturach 7. Próba mikrozginania materiałów z powłoką kompozytową

5.1. Technologiczne kształtowanie właściwości tribologicznych PK

Celem tego etapu badań było:

1. Określenie wpływu materiału podłoża na właściwości tribologiczne PK.
2. Określenie wpływu metalu modyfikującego na właściwości tribologiczne PK.
3. Określenie wpływu parametrów wytwarzania na wybrane właściwości PK.

5.1.1. Wpływ materiału podłoża na właściwości PK

W celu określenia wpływu materiału podłoża na właściwości tribologiczne powłok kompozytowych przeprowadzono badania odlewanego grawitacyjnie kompozytu F3S.20S zawierającego 15% cząstek SiC, siluminu AK12 i AK12 zawierającego 15% cząstek Al_2O_3 (d = 15, 25 i 50 μm) i odlewanego ciśnieniowo AK12+15% Al_2O_3 (d = 25μm) oraz AK12+15% Al_2O_3 włókna. Kompozyt F3S.20S jest produktem Firmy Alcan, AK12+15% Al_2O_3 włókna pochodzi z firmy Mahle (AlSi12CuMgNi), a pozostałe zostały wytworzone w zespole Śleziony na Politechnice Śląskiej [104, 105] i w Odlewni Kulej w Kłobucku. Wybrane właściwości badanych materiałów zestawiono w tabeli 5. W dalszej części pracy przyjęto oznaczenia kompozytów wg Aluminium Association MMC Nomenclature [131]:

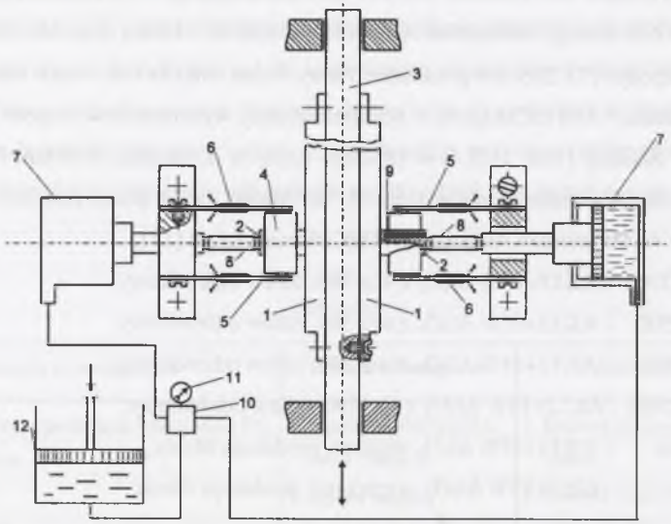
- AK12.15A280 - AK12+15% Al_2O_3 z sita 280, odlew odśrodkowy,
- AK12.15A500 - AK12+15% Al_2O_3 z sita 500, odlew odśrodkowy,
- AK12.15A800 - AK12+15% Al_2O_3 z sita 800, odlew odśrodkowy,
- AK12.15A500c - AK12+15% Al_2O_3 z sita 500, odlew ciśnieniowy,
- AK12.15Aw - AK12+15% Al_2O_3 włókien, produkcja Mahle,
- W6A.15A - 6051+15% Al_2O_3, wyciskany, produkcja Alcan.

5.1.1.1. Przebieg i wyniki badań

Badane stopy anodowano i modyfikowano niklem, w wyniku czego uzyskano powłokę kompozytową opartą na ciągłej, makroporowatej, o równomiernej grubości anodowej powłoce tlenkowej, zawierającej cząstki fazy zbrojącej w przypadku kompozytów. Wydzielenia niklu są stochastycznie rozłożone na całej powierzchni tlenku. Dodatkowym składnikiem PK są nierównomiernie rozłożone wydzielenia fazy zbrojącej. Chropowatość tej warstwy jest zbliżona do chropowatości powłok otrzymywanych na stopach bez fazy zbrojącej.

Stopy bez powłok i po wytworzeniu PK poddano porównawczym badaniom tribologicznym w następujących warunkach: p = 3 MPa, v = 2,4 m/s, czas współpracy t = 50 h, ruch posuwisto-zwrotny, smarowanie ograniczone - około 2 mg oleju w postaci mgły co 30 min, po 6 replikacji. Warunki takie panują w skojarzeniu pierścienie tłokowe/gładź tulei cylindrowej podczas rozruchu zimnego silnika spalinowego o pojemności ok. 1500 cm^3 lub sprężarki tłokowej o ciśnieniu tłoczenia 5 MPa. Użyte do badań stanowisko (rys. 17) symuluje pracę elementów grupy tłokowej w silniku lub sprężarce. Próbkę (2) stanowi wycinek pierścienia tłokowego, a przeciwpróbkę (1) wycinek tulei cylindrowej pokrytej powłoką kompozytową. Przeciwpróbki są przymocowane do prowadnicy (3). Prowadnica ta jest zamocowana z jednej strony w denku tłoka napędzanego, poprzez korbowód, z wału korbowego. Drugi koniec pro-

wadnicy jest prowadzony w łożysku ślizgowym. W ten sposób przeciwpróbki wykonują ruch posuwisto-zwrotny. Próbki umocowane w beleczkowych przetwornikach siły (5) z naklejonymi tensometrami (6) są dociskane do przeciwpróbek za pomocą siłowników hydraulicznych (7) poprzez popychacze przegubowe (8).



Rys. 17. Schemat stanowiska do badań tribologicznych: 1 - przeciwpróbka: prostopadłościan 14 x 8 x 65 mm (badane materiały kompozytowe), 2 - próbka, sześcian o boku 10 mm (żeliwo szare), 3 - prowadnica, 4 - uchwyty próbek umocowane przegubowo w przetworniku siły, 5 - przetwornik siły, 6 - tensometry w układzie pełnego mostka, 7 - siłownik hydrauliczny, 8 - popychacz przegubowy, 9 - otwór na termoelement, 10 - 4/2 rozdzielacz, 11 - ciśnieniomierz, 12 - pompa hydrauliczna

Fig. 17. Scheme of the tribological tester: 1 - counter-specimen: prism 14 x 8 x 65 (tested composite materials); 2 - specimen: cube 10 mm (CI); 3 - slide way; 4 - hinged specimen holder; 5 - force sensor; 6 - strain gauge bridge; 7 - hydraulic cylinder; 8 - hinged pusher; 9 - bore for thermocouple; 10 - 4/2 manipulator; 11 - pressure gauge; 12 - hydraulic pump

Skojarzenie jest smarowane mgłą olejową wtryskiwaną bezpośrednio na powierzchnię ślizgową z dwóch dysz umieszczonych w odległości około 30 mm. Wtryskiwany olej jest częściowo zatrzymywany na rozwiniętej powierzchni powłoki, częściowo usuwany poza strefę tarcia przez ślizgające się wycinki pierścienia. W przypadku kompozytów bez powłoki ilość zatrzymywanego oleju jest znacznie mniejsza, co symuluje warunki rozruchu zimnej maszyny. Stanowisko umożliwia ciągłą rejestrację sił tarcia i temperatury dwóch skojarzeń jednocześnie. Otrzymane wyniki zestawiono na rysunkach 21-26. Próbki przed i po współpracy ślizgowej poddano badaniom mikroskopowym i profilometrycznym.

Na stopach przed anodowaniem i po wytworzeniu powłok kompozytowych wykonano badania stereologiczne fazy zbrojącej i wydzieleń metalu modyfikującego. Określone przy zastosowaniu analizatora obrazu Visilog, na zgładach badanych stopów, integralne parametry stereologiczne fazy zbrojącej i wydzieleń niklu mają wartości podane w tabeli 6. Istotne z tribologicznego punktu widzenia informacje daje analiza rozkładu wielkości tych parametrów stereologicznych w klasach wartości średniej średnicy cząstek (rys. 18).

Tabela 5

Wybrane właściwości badanych materiałów

Materiał	Rm [MPa]	HB [MPa]	A_5 [%]
A359[1)]	160	40	3,5
F3S.20S[1)]	248 / 360	73 / 77 HRB	- / 0,4
AlSi12	180	52	0,5
AlSi12+15%Al_2O_3 500[2)]	86	74	-
AlSi12+15 Al_2O_3w[3)]	270	128	
AlSi12+15 Al_2O_3c	228		1,4
6061[4)]	341	118	20
W6A.15A	365	56 / -	6

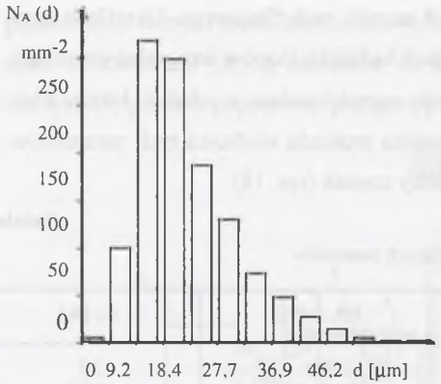
[1)] Wartości wg danych producenta Duralcan; A 359+20% SiC daje F3S.20S; wg producenta stop zawiera 20% SiC, wg badań własnych 15%, (skład chemiczny stopu A 359: Si 9,5 ÷ 10,5; Fe 0,8 ÷ 1,2; Cu 3,0 ÷ 3,5; Mn 0,5 ÷ 0,8; Mg 0,3 ÷ 0,5; Ni 1,0 ÷ 1,5; Al. - reszta); dane z lewej strony z pomiarów, z prawej wg producenta
[2)] Wartości wg danych Śleziony w pracy [35], na potrzeby tej pracy przyjęto stosowane w literaturze oznaczenia A - Al_2O_3 i S - SiC dla fazy zbrojącej i np. AK12.15A500 = AlSi12+15% Al_2O_3 (z sita 500) dla kompozytu.
[3)] Litera *w* oznacza fazę zbrojącą w postaci włókien, a litera *c* oznacza stop odlewany ciśnieniowo.
[4)] Skład chemiczny stopu 6061: 0,61 Si; 0,24 Cu; 1,02 Mg; 0,32 Fe; 0,23 Cr; 0,17 Mn; R Al.

Tabela 6

Wybrane parametry stereologiczne i chropowatości powierzchni badanych stopów

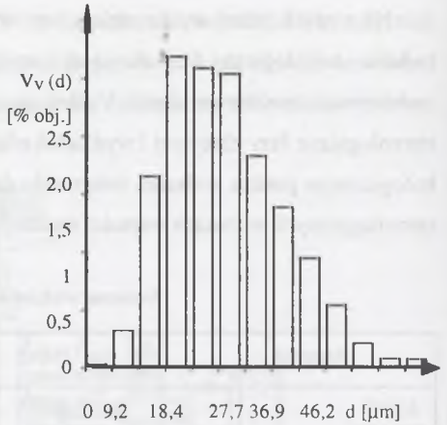
Parametr	F3S.20S	PK na F3S.20S	AK12.15A500		PK na AK12.15A500
			od pow.	od rdzenia	
Liczba cząstek N_A [mm^{-2}]	1157	12800	473	356	5903
Udział objętościowy V_v [%]	14,8 %obj., $\delta_v = 1,4$	32,31 $\delta_v = 1,3$	30,83 $\delta_v = 1,4$	18,62	47,5
Obwód względny L_A [mm^{-1}]	$L_A = 56,2$; $\sigma_L = 1,1$	22,5	48,8	32,44	31,1
Średnia średnica cząstek d [μm]	18,42; $\sigma_d = 0,9$	5,5 $\sigma_d = 0,14$	30,1 $\sigma_d = 1,7$	26,6 $\sigma_d = 2,1$	10,2
Ra/Rmax [μm] przed współpracą	0,16 / 1,4	1,5 / 6,9	0,12 / 1,02		2 / 5,7
Ra/Rmax [μm] po współpracy	0,15 / 1,2	0,2 / 0,90	0,18/2,44		0,48 / 1,1

[*)] W przypadku kompozytu jest to liczba cząstek FZ, a w przypadku powłoki kompozytowej ilość wydzieleń Ni przypadająca na jednostkę powierzchni



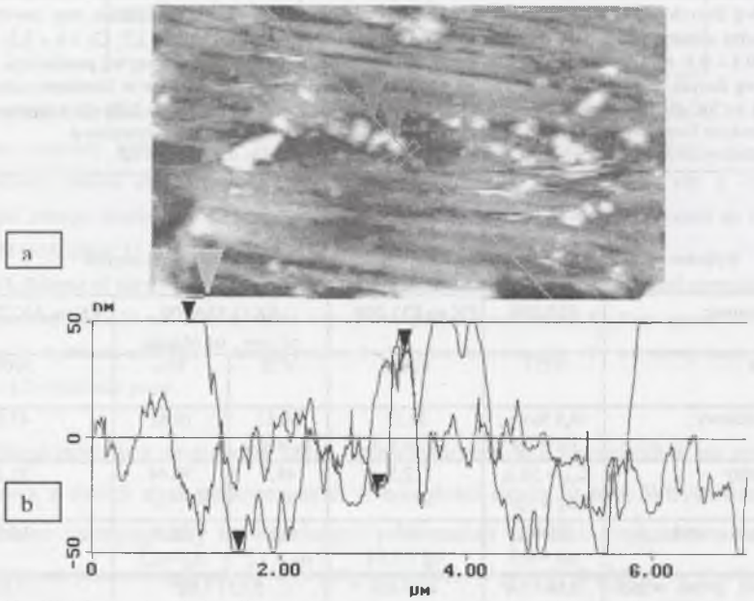
Rys. 18a. Wykres rozkładu liczby cząstek N_A w klasach wymiarowych ich średnicy d

Fig. 18a. Distribution of particle number N_A in dimension classes of the diameter d



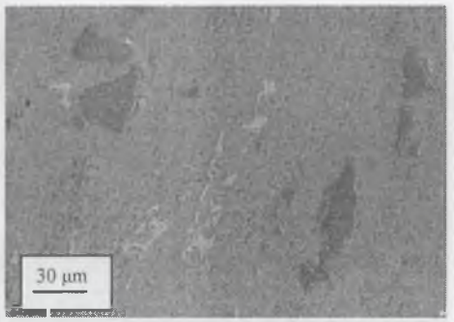
Rys. 18b. Wykres rozkładu udziału objętościowego fazy zbrojącej Vv w klasach wymiarowych ich średnicy cząstek d

Fig. 18b. Distribution of volume fraction V_V of RP in dimension classes of the diameter d

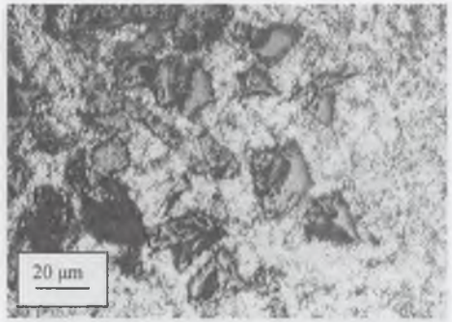


Rys. 19. Widok powierzchni żeliwa po współpracy ślizgowej z PK na AK12.500 uzyskany w skali nanometrycznej za pomocą mikroskopu AFM (a) i profile nanochropowatości powierzchni wyznaczone zgodnie z liniami zaznaczonymi na rysunku a

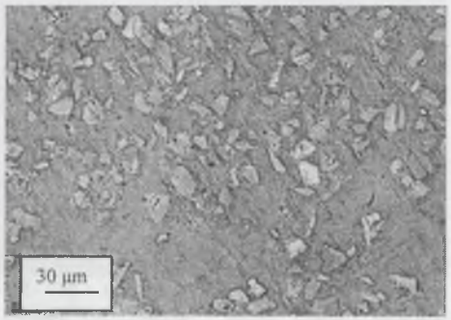
Fig. 19. Cast-Iron surface view after sliding against CL on AK12.500 in nanometer scale, AFM analysis (a) and roughness profile (b) from picture a)



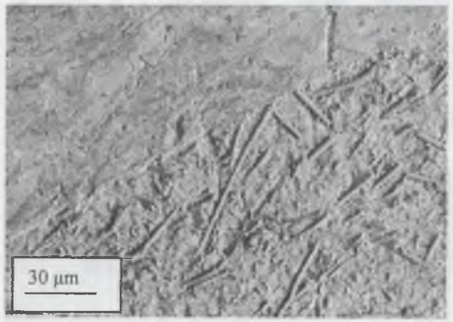
a) AlMg2.10A500 po walcowaniu, ułożenie FZ wzdłuż kierunku walcowania, SEM
a) after rolling, RP are distributed along the rolling direction



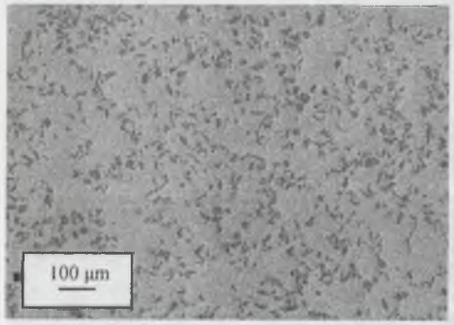
b) AK12.15A280, odlew warstwowy; Neophot x 500, strefa przejścia do części nie zbrojonej
b) layer casting, interface between reinforced zone and core



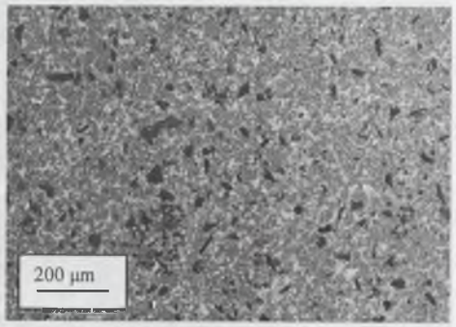
c) F3S.20S (nierównomiernie rozłożone cząstki SiC,)
c) SiC particles distributed irregularly, SEM



d) AK12.15Aw, zgład poprzeczny z podtrawieniem ukazującym włókna, SEM
d) cross section with etching to expose the fibres



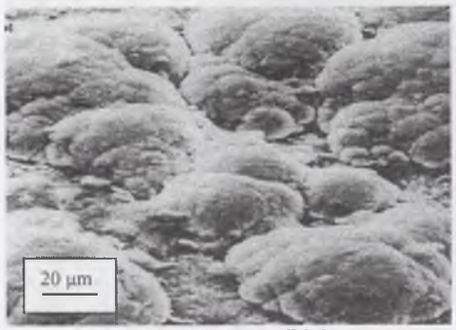
e) W6A.15A (stochastycznie rozłożone cząstki Al_2O_3 na tle osnowy, SEM)
e) stochastic distribution of Al_2O_3 particles on matrix background



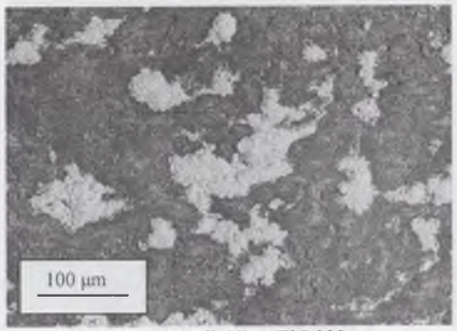
f) AK12.15A500c (stochastycznie rozłożone cząstki Al_2O_3 na tle osnowy, SEM)
f) stochastic distribution of Al_2O_3 particles on matrix background

Rys. 20. Fotografie powierzchni zgładów badanych materiałów

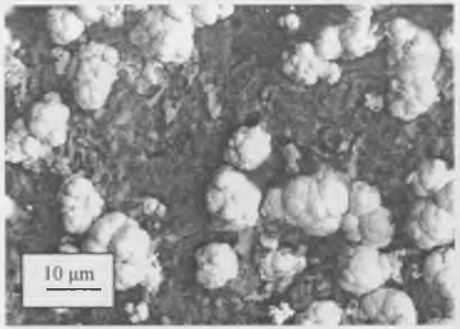
Fig. 20. Cross sections pictures of investigated materials



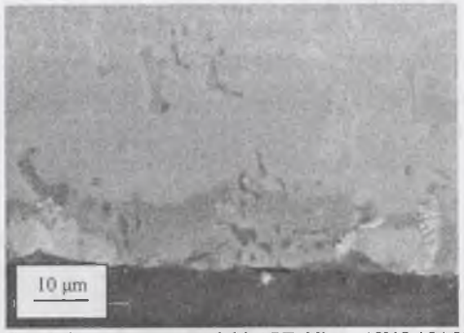
a) powierzchnia PK APT+Ni na AlMg2
a) surface of AHC+NI layer on AlMg2



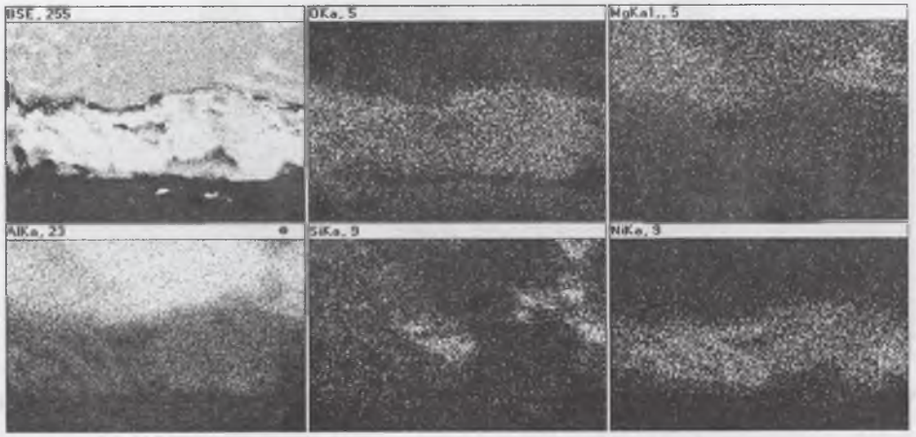
b) powierzchnia PK APT+Ni na F3S.20S
b) surface of the CL AHC+Ni on F3S.20S



c) powierzchnia powłoki APT+Ni na AK12.15A (jaśniejsze miejsca to wydzielenia Ni)
c) surface of AHC+Ni layer on AK12.15A500 (lighter places are Ni precipitates)

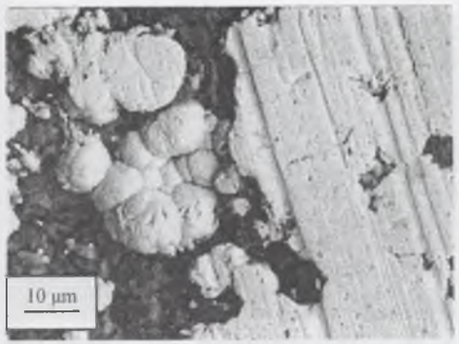


d) zgład poprzeczny powłoki APT+Ni na AK12.15A500 (ciemniejszy pasek u dołu to APT, jasny obszar to stop)
d) cross section of AHC+Ni layer on AK12.15A500 (darker zone of the bottom is AHC, light area is alloy)

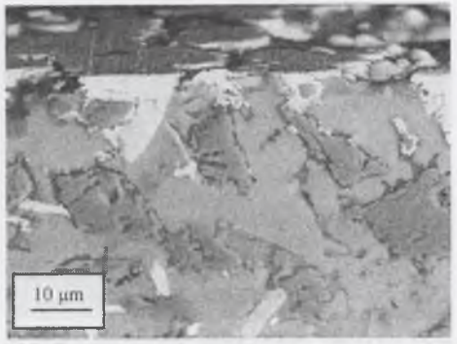


e) analizy jakościowe do rys. d e) quality analysis refers to picture d

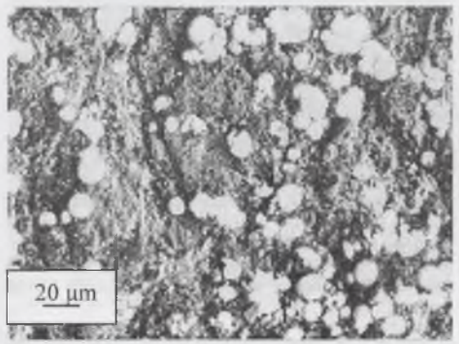
Rys. 21. Powłoki kompozytowe APT+Ni wytworzone na badanych stopach (przed współpracą ślizgową), SEM
Fig. 21. Fig. AHC+Ni composite layer produced on investigated alloys (before sliding)



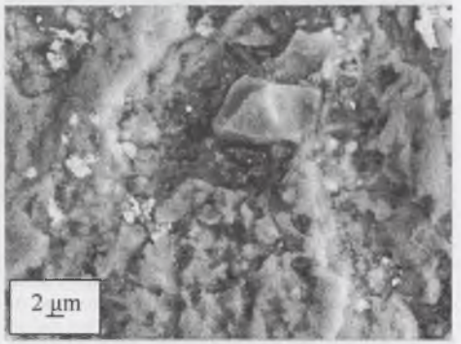
a) PK na stopie AK12.15A500 (duże wydzielenia Ni połączone w skutek deformacji plastycznej na początku współpracy i małe nie biorące udziału w tarciu)
a) CL on alloy AK12.15A500 (there are big Ni precipitates connected due plastic deformation at the initial stage of sliding and smaller which have not been in contact against CI



b) ukośny widok zgładu poprzecznego PK na stopie AK12.15A500 (u góry widać zużyte wydzielenia Ni wchodzące do APT, poniżej cząstki Al_2O_3 rozłożone w osnowie)
b) diagonal view of the micro section CL on alloy AK12.15A500 (at the top: Ni precipitates reached AHC below: Al_2O_3 particles distributed in matrix)



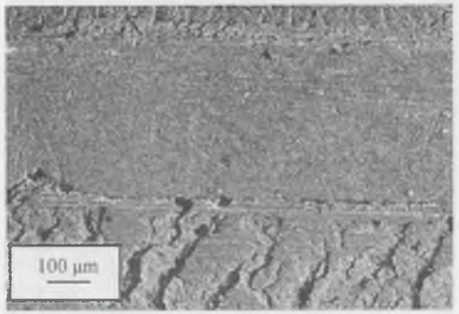
c) PK na stopie F3S.20S (jaśniejsze miejsca to wydzielenia Ni)
c) CL surface on F3S.20S alloy (light places are Ni precipitates)



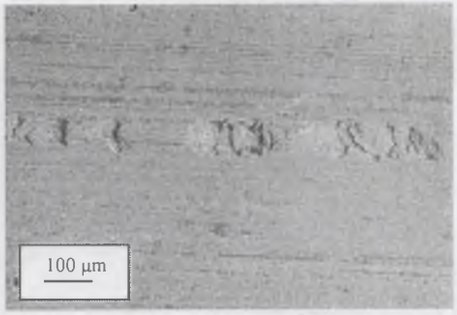
d) PK na stopie F3S.20S z widoczną cząstką SiC w zagłębieniu tlenku nie biorącym udziału w tarciu, drobne jaśniejsze wydzielenia Ni
d) CL on F3S.20S alloy with SiC particle in AHC valley which have not been in contact against CI

Rys. 22. Widok z powierzchni powłok kompozytowych po 50 h współpracy ślizgowej z żeliwem w warunkach ograniczonego smarowania olejem Lotos Semisyntetik (p = 3 MPa, v = 2,4 m/s), SEM

Fig. 22. A view of the composite layer surface after 50 hours sliding against cast iron under limited lubrication with oil

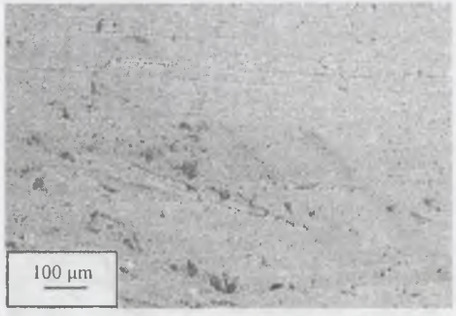


a) AK12.15A280, w środku gładka, dotarta część, u góry i na dole ślady po zacieraniu i deformacji wyrwanymi CZ
a) part in the middle is smooth and worn-in, in top and bottom are seizure tracks and damages caused by broken RP

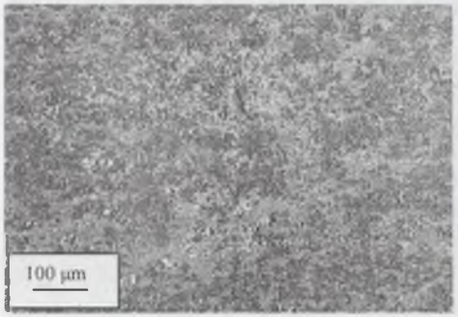


b) AK12.15A500, widoczne rysy wzdłuż kierunku ruchu i niewielkie uszkodzenia powierzchni
b) there are scratches along the motion direction and small surface damages to see

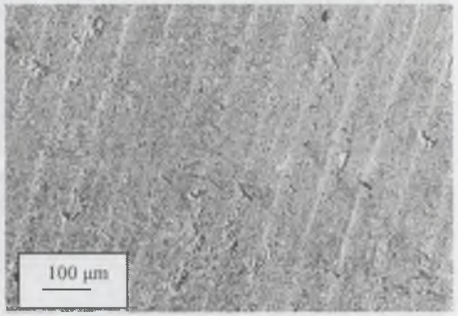
c) AK12.15A800, widoczne drobne rysy wzdłuż kierunku ruchu partnera i cząstki FZ
c) there are scratches along the motion direction and small surface damages and RP to see



d) AK12.15A500c, granica pomiędzy częścią biorącą udział w tarciu (góra, usunięte lub zakryte cząstki FZ) i nie pracującą z widocznymi cząstkami FZ (dół)
d) border zone between friction surface (top: removed or covered RP) and surface which had not took part in friction (bottom)



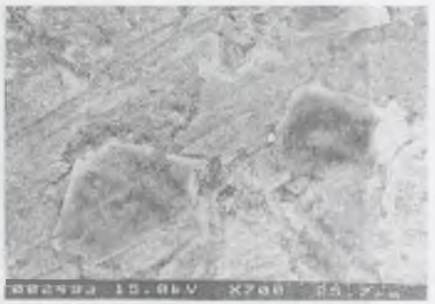
e) W6A.15A, widoczne miejsca po usuniętych cząstkach FZ,
e) places after replaced RP to see



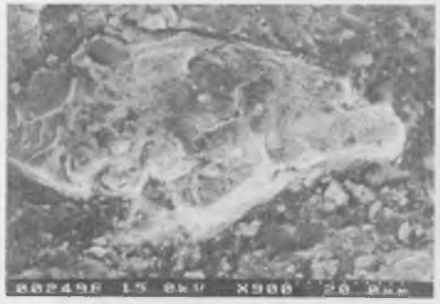
f) AK12.15Aw, widoczne ślady po obróbce skrawaniem ze zużyciem po współpracy (środek fotografii)
f) there are machining and wear tracks (middle of the picture) to see

Rys. 23. Fotografie powierzchni badanych stopów po współpracy ślizgowej z żeliwem w warunkach ograniczonego smarowania olejem Lotos Semisyntetik (p = 3 MPa, v = 2,4 m/s), SEM
Fig. 23. View of the surface of investigated alloys after sliding against CI under limited lubrication

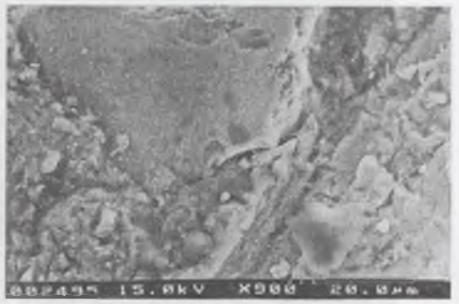
a) widok ukośny zgładu poprzecznego miejsca po usuniętej po tarciu cząstce Al_2O_3 (25 µm); x 2000
a) oblique view from micro section of the point after replaced particle



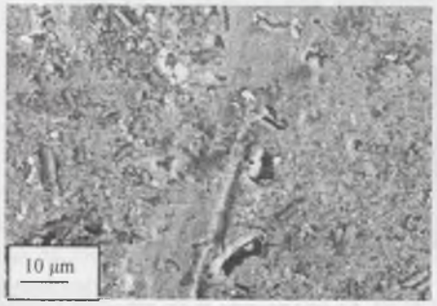
b) dwie cząstki Al_2O_3 (25 µm) z wyraźnie dotartą powierzchnią i rysami wzdłuż kierunku współpracy, na osnowie widać rysy, x 700
b) two particles Al_2O_3 (25 µm) with significant worn-in surface and small scratches along the friction direction, there are scratches after friction on the matrix to see



c) leżąca poniżej powierzchni współpracy cząstka Al_2O_3 (50 µm) z prawie nienaruszoną powierzchnią, x 900
c) one particle Al_2O_3 (50 µm) under sliding surface, which was not in the friction contact



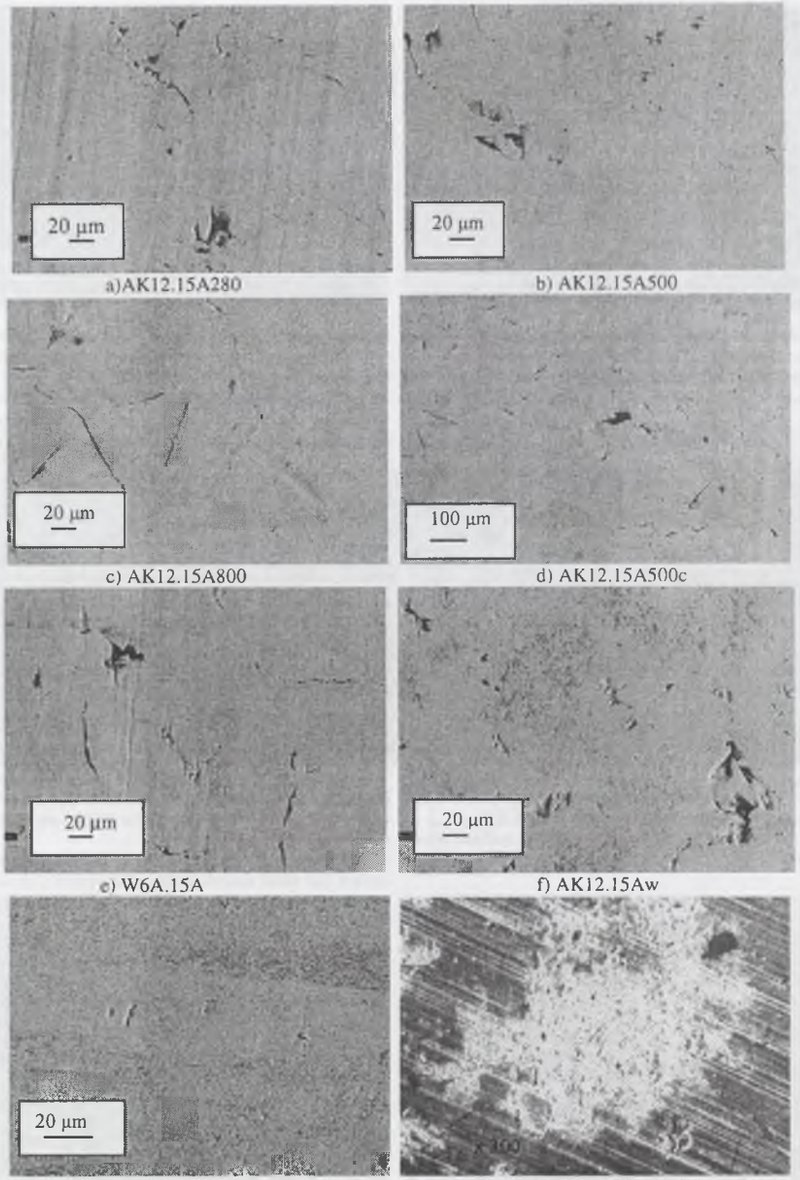
d) wystająca cząstka Al_2O_3 (50 µm) ze zużytą powierzchnią i drobnymi rysami wzdłuż kierunku ruchu, na osnowie nie widać śladów współpracy, x 900
d) one projecting particle Al_2O_3 (50 µm) with worn-out surface and small scratches along the friction direction, there are no friction scratches on the matrix to see



e) powierzchnia AK12.15Aw po tarciu, widoczne miejsca po usuniętych włóknach i kawałki włókien na tle osnowy,
e) surface of AK12.15Aw alloy after friction, there are places after replaced fibres and fragments from fibres on the matrix background to see

f) widok zniszczeń powierzchni tarcia spowodowanych wykruszonymi cząstkami FZ (25 µm) wgniatanymi do osnowy przez żeliwo,
f) view from damages on surface caused by replaced RP (25 µm) and intended into the matrix

Rys. 24. Widok szczegółów z powierzchni badanych kompozytów po współpracy ślizgowej z żeliwem, SEM)
Fig. 24. View of the surface details after sliding against CI under limited lubrication



a)AK12.15A280 b) AK12.15A500

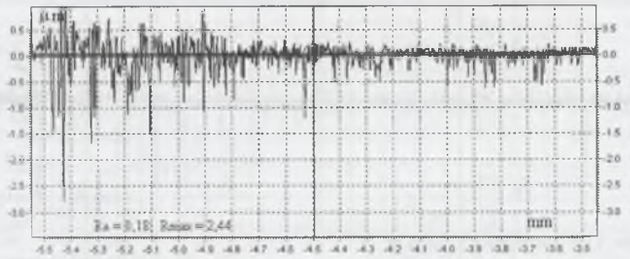
c) AK12.15A800 d) AK12.15A500c

e) W6A.15A f) AK12.15Aw

g) AK12.15WS h) PKAK12.15A500

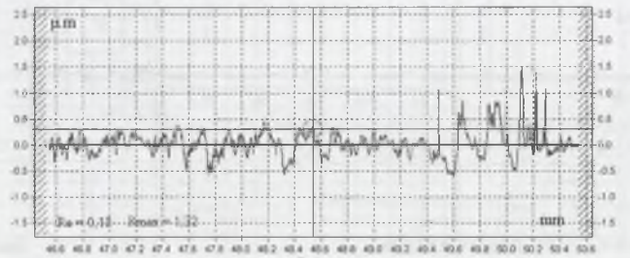
Rys. 25. Widok powierzchni żeliwa po współpracy z badanymi kompozytami (malejąca chropowatość powierzchni wraz ze zmniejszaniem średnicy cząstek FZ na rys. a-c oraz mniejsze skutki zużywania ściernego przez węgiel szklisty - rys. g i efekt polerowania przez włókna na rys f, na rys h widoczne rysy po zużywaniu ściernym z fragmentami sczepień adhezyjnych)

Fig. 25. CI surface view after sliding against investigated composites (a-c - there is a decreasing in the surface roughness by smaller reinforcing particle diameter to see; f - effects of polishing by fibres; g - lower abrasion by glass carbon, h - scratches after abrasion and adhesion wear places



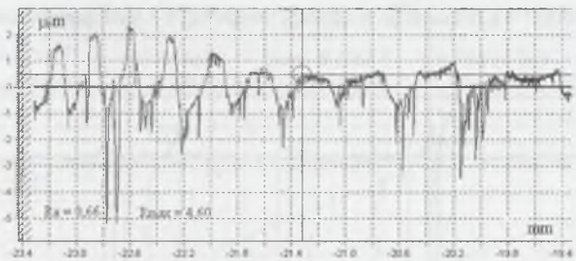
a) AK12.15A500c (przejście ze strefy niepracującej – strona lewa do pracującej - strona prawa; różnica wysokości jest miarą zużycia liniowego kompozytu (Z_L< 0,5 µm)

a) AK12.15A500c (transition from the non-operating zone (left side) to the operating zone (right side); difference in height is the measure of composite wear (Z_L < 0.5 µm)



b) F3S.20S (przejście ze strefy pracującej - strona lewa do niepracującej - strona prawa; różnica wysokości jest miarą zużycia liniowego kompozytu (< 0,5 µm)

b) F3S.20S (transition from the operating zone (left side) to the non-operating zone (right side) (Z_L< 0,5 µm)

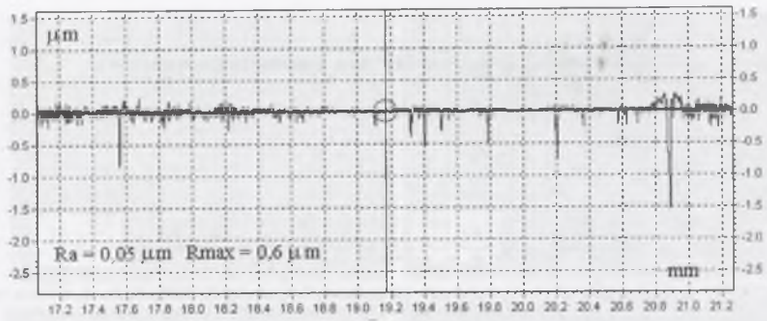


c) AK12.15Aw (przejście ze strefy niepracującej – strona lewa do pracującej – strona prawa; (Z_L< 1,5 µm)

c) AK12.15Aw (transition from the non-operating (left side) to the operating zone (right side) (Z_L< 1,5 µm)

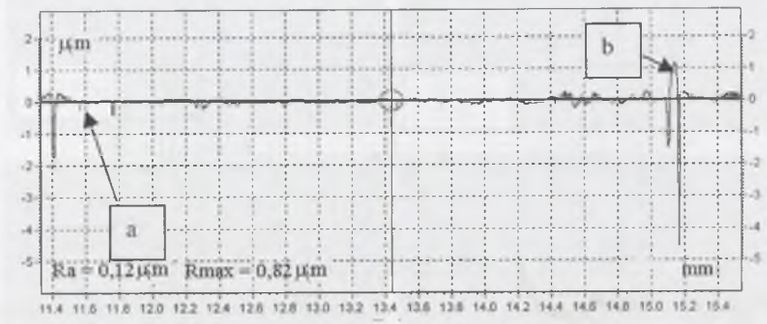
Rys. 26. Profile chropowatości badanych kompozytów po współpracy z żeliwem w warunkach ograniczonego smarowania (p = 3 MPa, v = 2.4 m/s)

Fig. 26. Roughness profiles from tested composites after sliding against CI under limited lubrication



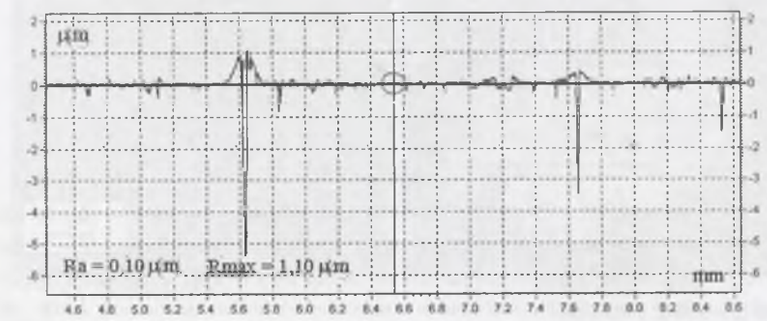
a) z powłoką APT+Ni wytworzoną na kompozycie AK12.15A500

a) against the composite layer AHC+Ni on AK12.15A500



b) z AK12.15A800 (a - powierzchnia zdeformowana przez wgniecioną cząstkę FZ, b - inkludowana cząstka Al_2O_3)

b) against z AK12.15A800 (a – surface deformed through pressed RP, b – Al_2O_3 particle mounted into CI)

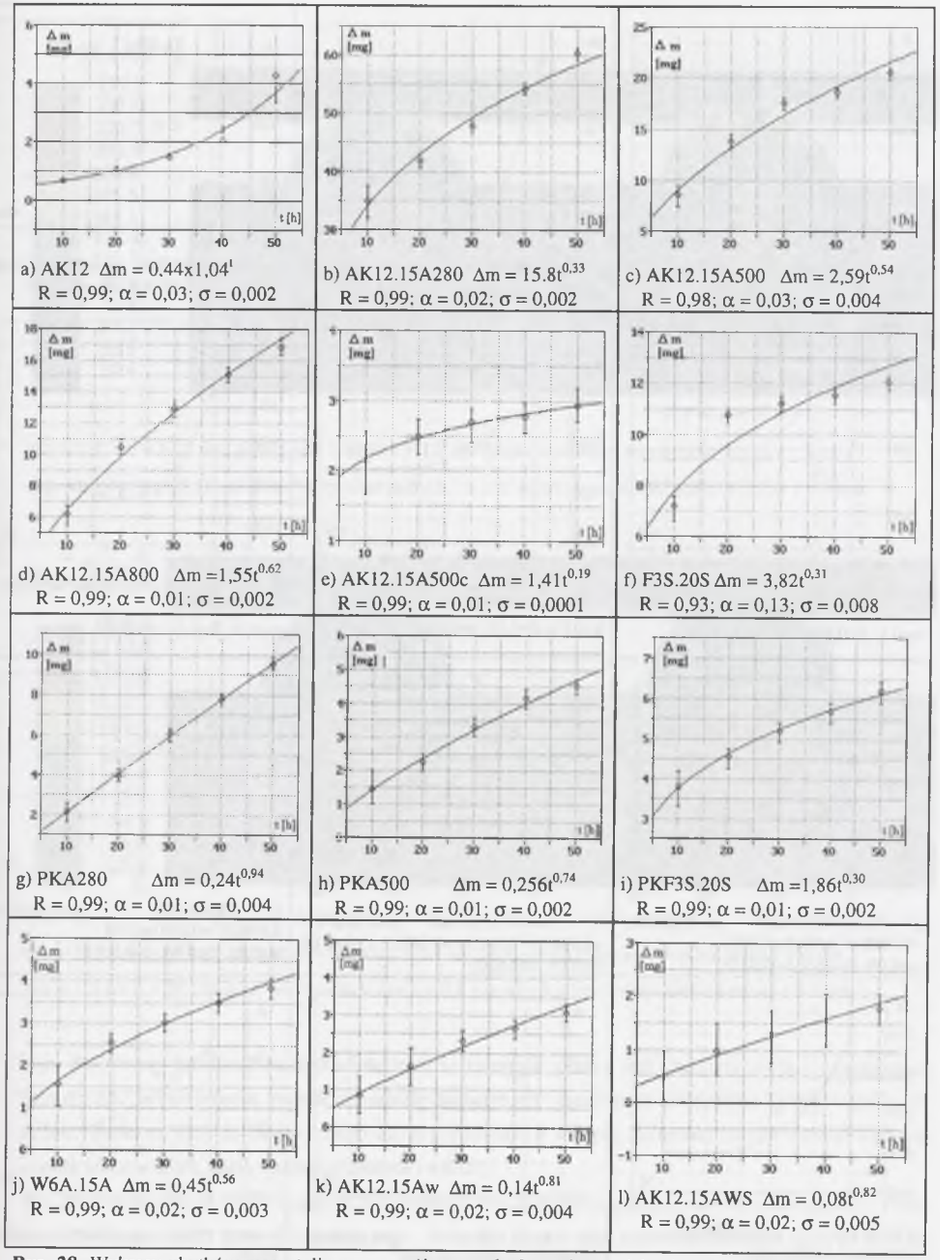


c) z AK12.15WS

c) against AK12.15WS

Rys. 27. Profile chropowatości żeliwa po współpracy z wybranymi materiałami kompozytowymi

Fig. 27. Roughness profiles of CI after sliding against chosen composite materials



a) AK12 $\Delta m = 0.44x1{,}04^{t}$
R = 0,99; α = 0,03; σ = 0,002

b) AK12.15A280 $\Delta m = 15.8t^{0,33}$
R = 0,99; α = 0,02; σ = 0,002

c) AK12.15A500 $\Delta m = 2{,}59t^{0,54}$
R = 0,98; α = 0,03; σ = 0,004

d) AK12.15A800 $\Delta m = 1{,}55t^{0,62}$
R = 0,99; α = 0,01; σ = 0,002

e) AK12.15A500c $\Delta m = 1{,}41t^{0,19}$
R = 0,99; α = 0,01; σ = 0,0001

f) F3S.20S $\Delta m = 3{,}82t^{0,31}$
R = 0,93; α = 0,13; σ = 0,008

g) PKA280 $\Delta m = 0{,}24t^{0,94}$
R = 0,99; α = 0,01; σ = 0,004

h) PKA500 $\Delta m = 0{,}256t^{0,74}$
R = 0,99; α = 0,01; σ = 0,002

i) PKF3S.20S $\Delta m = 1{,}86t^{0,30}$
R = 0,99; α = 0,01; σ = 0,002

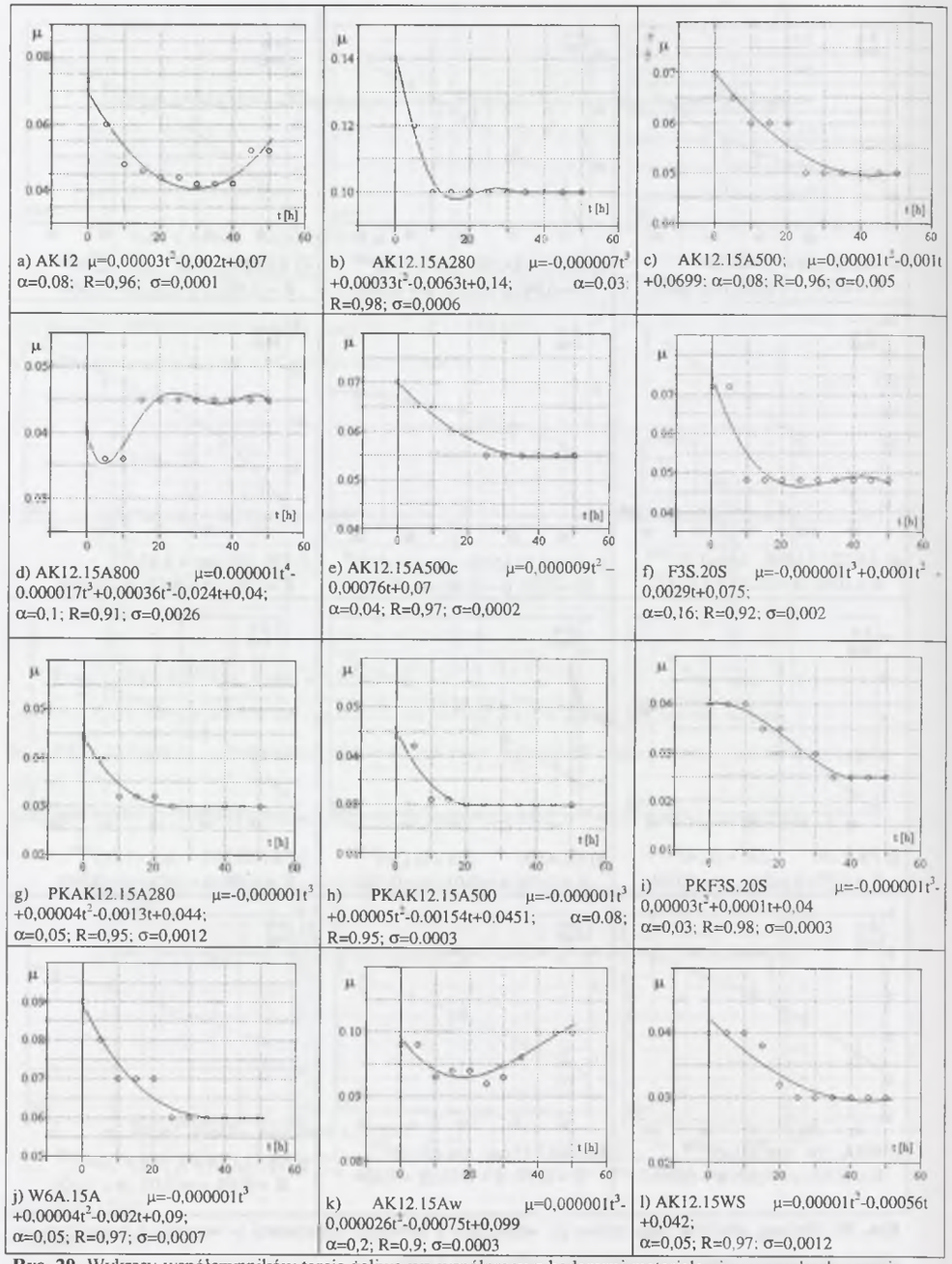
j) W6A.15A $\Delta m = 0{,}45t^{0,56}$
R = 0,99; α = 0,02; σ = 0,003

k) AK12.15Aw $\Delta m = 0{,}14t^{0,81}$
R = 0,99; α = 0,02; σ = 0,004

l) AK12.15AWS $\Delta m = 0{,}08t^{0,82}$
R = 0,99; α = 0,02; σ = 0,005

Rys. 28. Wykresy ubytków masy żeliwa po współpracy z badanymi materiałami w warunkach ograniczonego smarowania olejem Lotos Semisyntetik (p = 3 MPa, v = 2,4 m/s)

Fig. 28. Cast iron mass loss after sliding against tested materials under limited lubrication with Lotos Semisyntetik oil



Rys. 29. Wykresy współczynników tarcia żeliwa we współpracy z badanymi materiałami w warunkach ograniczonego smarowania olejem Lotos Semisyntetic (p = 3 MPa, v = 2,4 m/s; średni błąd kwadratowy toru pomiarowego współczynnika tarcia δ < 5%)

Fig. 29. Friction coefficient for sliding CI against tested composite materials under limited lubrication (δ < 5%)

a) μ = 0,1; dla d = 25 μm; po zużyciu cząstek z > 1,6 μm dającym promień powierzchni styku r = 6 μm

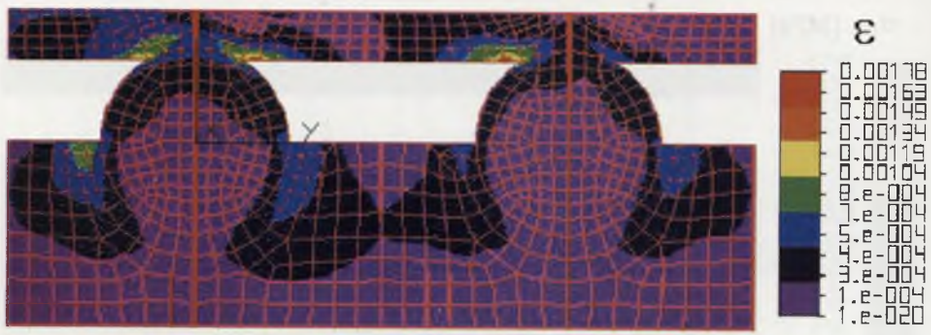
a) μ = 0,1 for d = 25 μm, after particles wear rate z > 1,6 μm which gives contact surface radius r = 6 μm

b) μ = 0,1; dla d = 50 μm; po zużyciu cząstek z > 0,8 μm dającym promień powierzchni styku r = 6 μm

a) μ = 0,1 for d = 50 μm, after wear particle rate z > 0,8 μm which gives contact surface radius r = 6 μm

Rys. 30. Obrazy lokalnych rozkładów naprężeń w otoczeniu cząstki fazy zbrojącej Al_2O_3 w skojarzeniu żeliwo/AlMC wyznaczonych metodą elementów skończonych; ograniczone smarowanie (górna warstwa to żeliwo, środkowe sfery to idealne cząstki FZ w postaci kuli o średnicy zastępczej równej średniej średnicy cząstek rzeczywistych; dolna warstwa to osnowa - AK12)

Fig. 30. Distribution of local stresses in the vicinity of Al_2O_3 reinforcing phase particles determined by FEM, limited lubrication (top area - CI, middle area - ideal RP spheres with equivalent diameter equal to average diameter of real particles, bottom area - matrix alloy AK12)



a) μ = 0,1; dla d = 25 μm, po zużyciu cząstek z > 1,6 μm dającym promień powierzchni styku r = 6 μm

a) μ = 0,1 for d = 25 μm, after particle wear rate of z > 1,6 μm which gives contact surface radius r = 6 μm

b) μ = 0,1; dla d = 50 μm; po zużyciu cząstek z > 0,8 μm dającym promień powierzchni styku r = 6 μm

b) μ = 0,1 for d = 50 μm, after particle wear rate z > 0.8 μm which gives contact surface radius r = 6 μm

Rys. 31. Obrazy lokalnych rozkładów odkształceń w otoczeniu cząstek Al_2O_3 w skojarzeniu żeliwo/AlMC wyznaczonych metodą elementów skończonych (oznaczenia jak na rysunku 30)

Fig. 31. Distribution of local strains in the vicinity of Al_2O_3 reinforcing phase particle determined by FEM, limited lubrication (denotation as in picture 30)

5.1.1.2. Omówienie wyników badań i wynikające z nich wnioski

Budowa materiałów

Z zamieszczonego w tabeli 5 zestawienia właściwości mechanicznych badanych stopów wynika, że dodanie 15% fazy zbrojącej wywołuje znaczny spadek plastyczności stopu i ponad 80% wzrost twardości oraz 50% wzrost Rm w przypadku zbrojenia SiC. Przy użyciu Al_2O_3 następuje 42% wzrost twardości i 50% spadek Rm. Spadek wytrzymałości jest spowodowany odlewaniem grawitacyjnym. Wzrost twardości pozwoli na zwiększenie obciążeń w przypadku zastosowania stopu na skojarzenia ślizgowe, ale może wywołać wzrost zużycia partnera, natomiast spadek plastyczności nie ma w tym przypadku istotnego znaczenia. Odlewane odśrodkowo kompozyty wykazywały pewną porowatość, która oprócz pogorszenia wytrzymałości może mieć wpływ na wchłanianie przez nie oleju umożliwiającego lepsze smarowanie. Również na zgładach materiałów wyciskanych zaobserwowano niewielkie pory utworzone przez zgrupowane cząstki FZ.

Na rysunku 20 przedstawiono fotografie mikrostruktury badanych stopów. Na rys.20a jest pokazany kompozyt PA2.10A wytworzony na bazie stopu AlMg2 stosowanego na cylindry bezsmarowych sprężarek tłokowych. Widoczne są jaśniejsze wydzielenia Mg i ciemniejsze cząstki Al_2O_3 ułożone wzdłuż kierunku walcowania. Dodanie fazy zbrojącej zmniejsza zużycie kompozytu ponad dwukrotnie, ale zwiększa ubytek masy współpracującego z nim żeliwa prawie dziewięciokrotnie. Przyczyną wzrostu zużycia żeliwa jest skrawające działanie cząstek korundu.

W odlewanym warstwowo kompozycie AK12.15A500 (rys. 20b), w strefie przypowierzchniowej znajduje się do 30% Al_2O_3. Maksimum cząstek znajduje się w pobliżu powierzchni przeznaczonej do współpracy ślizgowej. Pod powierzchnią znajdują się też cząstki o największej średnicy. Rozkład taki zapewnia łagodny spadek twardości w strefie przypowierzchniowej, co zwiększa odporność na obciążenia skupione i ma wpływ na właściwości tribologiczne. Podczas współpracy ślizgowej w strefie styku znajduje się znacznie więcej cząstek Al_2O_3, co daje większą rzeczywistą powierzchnię styku, ale może przyczynić się do zwiększenia oporów tarcia, ponieważ wzrasta udział składnika o dużej wytrzymałości na ścinanie. Wytworzona na takim podłożu powłoka kompozytowa będzie miała więcej makroporów i wad. Powierzchnię powłoki kompozytowej APT+Ni wytworzonej na tym stopie pokazano na rysunku 21c.

Charakterystyczne dla odlewu grawitacyjnego (rys. 20c), nierównomierne rozłożenie wielobocznych cząstek SiC powinno zostać odzwierciedlone w budowie APT wytworzonej na powierzchni takiego kompozytu dając dużą makroporowatość. Wymiary powstałych nie-

ciągłości będą zależeć od średnicy FZ i grubości APT. Powierzchnię po anodowaniu i modyfikowaniu niklem przedstawiono na rysunku 21b.

Na rys. 20d przedstawiono zgład kompozytu AK12.15Aw stosowanego na tuleje w silnikach Toyoty i na wkładki do tłoków Mahle. Włókna są ułożone prostopadle, równolegle i ukośnie do powierzchni, co daje interesujące właściwości tribologiczne. Włókna równoległe i prawie równoległe do powierzchni tarcia są dość szybko usuwane ze strefy tarcia, tworząc rowki dla środka smarnego (rys. 24e). Pozostałe stanowią zabezpieczenie osnowy przed sczepianiem adhezyjnym.

Dla porównania właściwości kompozytów produkcji krajowej z właściwościami materiałów znanych producentów światowych wybrano wytworzony na bazie stopu 6061 kompozyt W6A.15A firmy Alcan zawierający 15% cząstek Al_2O_3, którego zgład przedstawiono na rysunku 20e. Jest to materiał wyciskany i w porównaniu z kompozytami odlewanymi wykazuje znacznie mniejszą porowatość, a także bardziej równomiernie rozłożoną fazę zbrojącą. Jeżeli w strefie tarcia będą obszary bez cząstek FZ, to może dochodzić do lokalnych sczepień adhezyjnych i wzrostu oporów tarcia.

Uzyskane w wyniku analizy cech stereologicznych fazy zbrojącej, przedstawione na rysunku 18 histogramy wykazują logarytmiczno-normalny rozkład badanych cech. W kompozycie F3S.20S dominującymi (ok. 60%) są cząstki SiC o wymiarach 14÷37 μm. Liczną grupę (ok. 35%) stanowią ziarna o średnicy nie przekraczającej 14 μm, natomiast duże cząstki (d > 40 μm) występują w znikomej (poniżej 2%) części całkowitej liczby N_A (rys. 18a). Udział objętościowy tych ostatnich jest również niewielki i wynosi ok. 5% całkowitego V_V, podczas gdy bardzo małe ziarna SiC stanowią aż 32% V_V.

Rozkłady wymiarów obwodu względnego $L_A(d)$, względnej powierzchni granic fazy zbrojącej S_V (d) i całkowitej krzywizny powierzchni K_V (d) będą miały taki charakter, jak rozkład $N_A(d)$ (rys. 18a). Ze względu na dużą liczność populacji cząstek małych i średnich, wymiar obwodu i powierzchni oraz krzywizny ziarn SiC będzie także duży. Ma to istotne znaczenie z tribologicznego punktu widzenia, ponieważ parametry stereologiczne fazy zbrojącej determinują budowę powłoki tlenkowej wytworzonej na powierzchni kompozytu, a tym samym warunki współpracy ślizgowej skojarzenia tribologicznego.

Duże cząstki FZ (d > 40 μm) mogą wystawać ponad powierzchnię wytworzonej APT zwiększając jej przewodność, co ułatwia osadzanie dużych wydzieleń Ni pogarszających chropowatość i warunki współpracy z partnerem. Takich ziarn SiC jest w badanym kompozycie niewiele. Dominuje grupa o wymiarach zbliżonych do średniej cięciwy, wykazująca

znaczne rozwinięcie obwodu i powierzchni względnej. Zapewnia to lepsze utwierdzenie cząstek w podłożu i trudniejsze ich wykruszanie podczas współpracy, np. z pierścieniem żeliwnym. Bardzo duża liczność tej grupy stanowi znaczną ilość zarodków wydzieleń niklu będących punktami podparcia (daje dużą RPS) dla partnera ślizgowego. Zbliżona do średniej (d = 18 μm) średnica wydzieleń zapewnia mniejszą chropowatość powierzchni po anodowaniu.

Cząstki o średnicy poniżej średniej, stanowiące ok. 35% wszystkich ziaren SiC (> 30% udziału powierzchniowego), mogą zostać w znacznej mierze usunięte z podłoża podczas obróbki elektrochemicznej. W ten sposób powstaną w tlenku liczne - o znacznej sumarycznej powierzchni - nieciągłości, będące miejscami wydzielania się metalu modyfikującego, a nie zapełnionymi nim zasobnikami środka smarnego.

Uzyskana na skutek obecności FZ duża porowatość powłoki anodowej zwiększa jej absorbcyjność i ułatwia tworzenie warstwy granicznej smaru, co potwierdzają wyniki badań sprawdzających. Jak wynika z przedstawionych na rys. 36 wykresów $\mu = f(t)$, trzydziestokrotne zwiększenie częstotliwości wtrysku oleju nie zmniejsza istotnie współczynnika tarcia. Do smarowania przez 30 minut wystarczy olej zgromadzony w powłoce. Przesuwający się ruchem posuwisto zwrotnym pierścień żeliwny zgarnia olej i usuwa poza strefę tarcia, dlatego konieczne jest jego okresowe uzupełnianie. Jeżeli wprowadzimy więcej oleju, to jego słabo związany z powłoką kompozytową nadmiar zostanie szybciej usunięty przez pierścień. W tym przypadku istotną rolę odgrywa makroporowatość tlenku. Wszystkie mikro- i makropory stanowią zasobniki środka smarnego. Największą objętość mają makropory i w nich gromadzi się dużo oleju, ale jest on słabo związany z podłożem (adsorbowany) i jest usuwany ze strefy tarcia. Olej wprowadzony do mikroporów podczas nasączania (absorpcji) nie daje się zbyt łatwo usunąć, co pozwala na pracę skojarzenia do około 1 godziny bez istotnego wzrostu współczynnika tarcia. Przeprowadzone próby próżniowego odsysania oleju nie były skuteczne. Podsumowując należy stwierdzić, że udział objętościowy FZ i wymiary jej cząstek wywierają istotny wpływ na właściwości tribologiczne warstw wytworzonych na stopach zawierających tę fazę.

W czasie niklowania APT wytworzonej na stopie zawierającym SiC wzrasta szybkość osadzania metalu ze względu na lepszą przewodność elektryczną węglika krzemu. Zapewnia to inną budowę PK, w tym lepsze związanie wydzieleń z podłożem i po dłuższym okresie współpracy pozwala na otrzymanie mozaikowej powierzchni roboczej. Różnice budowy PK na kompozycie F3S.15S i AK12.15A500 są widoczne na rysunkach 21b i 21c. Na kompozycie z węglikiem krzemu osadzają się wydzielenia Ni, o kształcie i wymiarach bardziej ko-

rzystnych do zastosowań tribologicznych niż na kompozycie z tlenkiem glinu. Wydzielenia na kompozycie z SiC są bardziej płaskie i rozległe, przy kulistych na kompozycie z Al_2O_3. Dodatkowym zagadnieniem istotnym dla właściwości powłok kompozytowych są większa porowatość i słabsze połączenie na granicy FZ/osnowa kompozytów odlewanych grawitacyjnie i odśrodkowo w porównaniu z wyciskanymi i odlewanymi ciśnieniowo. Elektrolitycznie osadzany metal wchodzi w pory i w szczeliny pomiędzy osnową i cząstkami FZ, co przedstawiono na zgładzie poprzecznym powłoki kompozytowej wytworzonej na AK12.15A500 (rys. 22b). W prawym górnym rogu widać wypełnione niklem szczeliny po obu stronach cząstki Al_2O_3.

Przedstawiona analiza wskazuje, że odpowiednia charakterystyka stereologiczna cząstek fazy zbrojącej w badanych kompozytach powinna zapewnić zmniejszenie zużycia skojarzenia ślizgowego, w którym te kompozyty zastosowano. Wystawanie cząstek FZ na niewielką wysokość ponad powierzchnię stopu może być korzystne w przypadku współpracy anodowanego stopu z żeliwem. Odpowiedni kształt cząstek, np. sfery, może zapewnić dużą powierzchnię styku. Dzięki wystawaniu cząstek FZ nad powierzchnię stopu uniknie się bezpośredniego kontaktu żeliwa z tym stopem, co ograniczy intensywność jego zużywania.

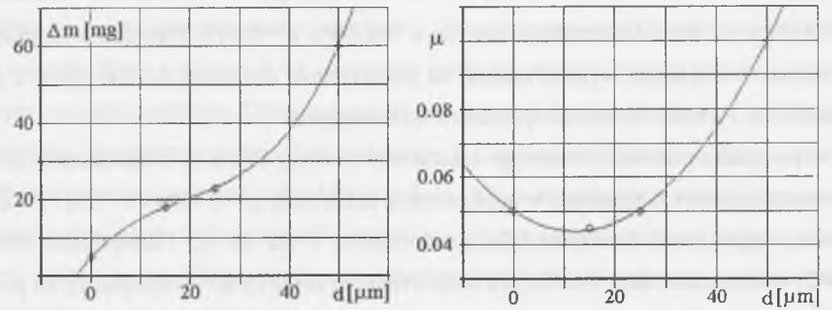
Właściwości tribologiczne

Analizując ubytki masy żeliwa po współpracy z badanymi stopami (rys. 28) należy stwierdzić, że największy wpływ wywiera średnica cząstek FZ, a potem sposób odlewania. Odlewany odśrodkowo kompozyt zawierający cząstki Al_2O_3 z sita 280 ($d \approx 50$ μm) powoduje największe zużycie żeliwa (60 mg/50 h, rys. 28b) przy największym współczynniku tarcia, do 0,5 dla powierzchni szlifowanej na papierze ściernym 500. Dopiero specjalne polerowanie powierzchni ślizgowej kompozytu, którego zadaniem było „stępienie" wystających ponad osnowę cząstek zbrojących, obniżyło współczynnik tarcia do przedziału 0,14÷0,1 (rys. 29b). Zmniejszenie średnicy cząstek do $d \approx 25$ μm (sito 500) daje obniżenie zużycia o ponad 50% (22 mg/50 h, rys. 28c) i spadek współczynnika tarcia (0,07÷0,05, rys. 29c). Użycie cząstek z sita 800 ($d \approx 15$) powoduje dalszy spadek ubytku masy żeliwa o prawie 70% (18 mg/50 h, rys. 28d) i niewielkie obniżenie współczynnika tarcia w porównaniu z cząstkami z sita 500 (0,045, rys. 29d). Wpływ średnicy cząstek FZ na ubytek masy żeliwa i na współczynnik tarcia przedstawiono na rysunku 32.

Jedną z przyczyn takiego zużycia żeliwa współpracującego z kompozytami jest rozkład naprężeń lokalnych w strefie tarcia wywołanych naciskiem i siłą tarcia, co jest pochodną cech stereologicznych fazy zbrojącej. Z wyznaczonych metodą elementów skończonych (MES, wg

hipotezy Hubera) rozkładów naprężeń i odkształceń lokalnych wynika, że na początku współpracy w żeliwie panują naprężenia wyższe od jego umownej granicy plastyczności. Obliczenia wykonano przy założeniu, że:

- żeliwo styka się tylko z wystającymi nad powierzchnię stopu cząstkami fazy zbrojącej,
- skojarzenie pracuje bez smarowania ($\mu = 1,3$; średnia wartość z obliczeń teoretycznych) oraz jest smarowane ograniczoną ilością oleju, w wyniku czego współczynnik tarcia wynosi średnio $\mu = 0,1$ (wartość z badań).



Rys. 32. Wykresy zależności ubytku masy żeliwa i współczynnika tarcia od średniej średnicy cząstek Al_2O_3 w skojarzeniu żeliwo/AlMC

Fig. 32. Cast iron mass loss and friction coefficient in dependence on Al_2O_3 particle diameter for CI/AlMC pairing

Podczas przygotowania powierzchni roboczej do badań mamy do czynienia z dwoma przypadkami:

- powierzchnia AlMC była szlifowana na papierze ściernym 500, w wyniku czego średni promień powierzchni styku żeliwa z pojedynczą cząstką zbrojącą na początku współpracy wynosi $r = 2$ μm,
- powierzchnia AlMC była polerowana specjalną metodą w wyniku czego średni promień powierzchni styku żeliwa z pojedynczą cząstką na początku współpracy wynosi $r = 12$ μm.

W pierwszym przypadku przy 15% udziale FZ o średnicy cząstek $d = 15$ μm i $N_A = 904$ CZ/mm^2, na początku współpracy przy ograniczonym smarowaniu panują naprężenia zredukowane (σ_{red}) około 388 MPa, a odkształcenie $\varepsilon = 0,32\%$. W żeliwie stykającym się z kompozytem z cząstkami o średnicy $d = 50$ μm i $N_A = 82$ CZ/mm^2 panują naprężenia $\sigma_{red} = 3950$ MPa i odkształcenia $\varepsilon = 3,3\%$. Na początku współpracy w miejscach bezpośredniego styku żeliwo/FZ może wystąpić w skrajnym przypadku tarcie technicznie suche ($\mu = 1,3$). Stan taki spowoduje znaczny wzrost naprężeń zredukowanych ($\sigma_{red} = 9500$ MPa dla $d = 50$ μm) i od-

kształceń (ε do 7,9%) oraz wywoła zużywanie powierzchni żeliwa przez wgniecione do niego cząstki FZ (rys. 27b). Wartość odkształcenia mikroobszarów powierzchni żeliwa zależy od wysokości wystawania cząstek FZ ponad osnowę. Opory plastycznej deformacji żeliwa są wyższe od sił spójności na granicy osnowa/cząstka, co powoduje usuwanie cząstek najsłabiej związanych z osnową. Luźne cząstki są przemieszczane pomiędzy współpracującymi powierzchniami i niszczą materiał o mniejszej twardości - osnowę kompozytu (rys. 23a).

W drugim przypadku naprężenia maleją znacznie, co zmniejsza zużycie żeliwa i współczynnik tarcia. Dla d = 25 μm i μ = 0,1 maksymalne naprężenia wynoszą σ_{rcd} = 258 MPa, ε = 0,18%, a dla d = 50 μm maksymalne σ_{rcd} = 338 MPa, ε = 0,23%. Naprężenia na granicy FZ/osnowa w miejscach wyjścia cząstek na powierzchnie dochodzą do 100 MPa, a pod cząstkami do 70 MPa, co narusza spójność w tych miejscach.

W przypadku materiału zbrojonego cząstkami o średnicy 50 μm na skutek dużych sił tarcia wzrasta znacznie temperatura w pobliżu strefy tarcia (przy p = 2 MPa i v = 2,4 m/s, smarowanie olejem Lotos Semisyntetik zarejestrowano μ = 0,3 do 0,5 i temperaturę 403 K (130°C) w odległości około 1 milimetra od powierzchni tarcia po 60 s współpracy), co powoduje znaczny spadek wytrzymałości połączenia osnowa/FZ. Według autorów prac [106, 107], w temperaturze około 473 K (200°C) następuje całkowite zniszczenie połączenia włókno/osnowa. Wytrzymałość wyznaczona przez cytowanych autorów metodą wypychania pojedynczego włókna (Al_2O_3 -SN-11-1K „Altex") z czystego aluminium w temperaturze otoczenia dochodzi do 10 MPa. W badanych kompozytach pod wpływem różnic rozszerzalności cieplnej FZ (α = 8-9 x10^{-6} K^{-1} dla Al_2O_3) i osnowy (α = 22 x10^{-6} K^{-1} dla AK12) dochodzi do szybszego osłabienia połączenia dla cząstek o średnicy 50 μm. Dlatego zużycie żeliwa i uszkodzenia powierzchni kompozytu są znacznie większe. Po usunięciu najbardziej wystających i słabo związanych cząstek następuje spadek i stabilizacja współczynnika tarcia, a tym samym współpracy. W przypadku większości badanych skojarzeń stabilizacja następuje po około 30 h współpracy. Pozostające w osnowie cząstki działają jak mikroostrza - skrawając żeliwo, same ulegają zużywaniu. Na powierzchni żeliwa powstają mikrorysy wzdłuż kierunku ruchu o wymiarach zależnych od średnicy cząstek. Powstałe w osnowie szczeliny po usuniętych cząstkach mogą służyć za mikrozasobniki środka smarnego łagodząc tarcie. Na powierzchni kompozytu AK12.15A280 pozostają jednak jeszcze liczne cząstki wystające do kilku mikrometrów nad powierzchnię osnowy (rys. 24d). W ten sposób żeliwo styka się bezpośrednio z odpornym na ścinanie Al_2O_3, co daje wyższe wartości współczynnika tarcia (μ = 0,1) oraz większe zużycie.

Drugim czynnikiem decydującym o intensywności zużywania żeliwa jest technologia wykonania odlewu. Ubytek masy żeliwa we współpracy z kompozytem AK12.15A500c odlewanym ciśnieniowo jest prawie siedmiokrotnie mniejszy niż we współpracy z odlewanym odśrodkowo. Wyjaśnieniem takiego zachowania jest odwrotny rozkład zbrojenia w strefie przypowierzchniowej. W kompozycie odlewanym odśrodkowo maksimum zawartości Al_2O_3 jest przy powierzchni tarcia. Obróbka skrawaniem w celu usunięcia naskórka odlewniczego - znacznie grubszego niż w odlewie ciśnieniowym - odsłania warstwy zasobniejsze w fazę zbrojącą. W odlewie ciśnieniowym wymiar usuwanego naddatku jest znacznie mniejszy ze względu na lepszą jakość warstwy wierzchniej. Z natury procesu odlewania ciśnieniowego stop osnowy płynie szybciej niż FZ hamowana tarciem o osnowę i osiąga wcześniej ściankę matrycy, na której krzepnie. Dlatego w strefie przypowierzchniowej kompozytu odlewanego ciśnieniowo jest znacznie mniej FZ niż w rdzeniu. Badania stereologiczne na powierzchni po obróbce skrawaniem wykazały udział tej fazy 8 do 10%, a na zgładzie o około 2 mm poniżej tej powierzchni około 14% (przy 15% udziale masowym). Przeprowadzone badania tribologiczne próbek po zeszlifowaniu 2 mm wykazały prawie dwukrotny wzrost ubytku masy żeliwa i 30% współczynnika tarcia.

Zgodnie z przedstawioną w części teoretycznej pracy zależnością Ernsta i Merchanta, przyczyną dużych współczynników tarcia dla kompozytu AK12.15A280 jest brak w strefie tarcia składnika o małej wytrzymałości na ścinanie. Żeliwo styka się bezpośrednio z najbardziej wystającymi cząstkami Al_2O_3 (SiC dla F3S.20.S). Ponieważ odporność na ścinanie żeliwa jest znacznie mniejsza niż APT, zużywanie odbywa się przede wszystkim w żeliwie. Wystające ponad 2 μm nad powierzchnię osnowy elementy FZ deformują i skrawają powierzchnię żeliwa, o czym świadczą drobne rysy (głębokie od 0,1 do 0,2 μm) wzdłuż kierunku ruchu. Podczas współpracy dochodzi do wykruszania FZ z osnowy i jej inkludowania w żeliwie. Długość takich fragmentów może wynosić kilkanaście mikrometrów. Luźne cząstki wgniatane częściowo do osnowy uszkadzają ją w stopniu proporcjonalnym do ich średnicy (rysunek 23a dla średnicy d = 50 μm; rys. 23b i 24f dla d = 25 μm).

Jeżeli na kompozycie AK12.15A280 wytworzymy powłokę zawierającą składnik mniej odporny na ścinanie, np. nikiel, to uzyskamy znaczny spadek zużycia z 60 mg/50 h do 12 mg/50 h (rys. 28g) oraz obniżkę współczynnika tarcia z 0,1 do 0,03 (rys. 29g). Wytworzenie powłoki na kompozycie AK12.15A500 powoduje spadek zużycia z 22 do 5 mg/50 h (rys. 28h) i współczynnika tarcia z 0,05 do 0,03 (rys. 29g), a na F3S.20S z 13 do 6 mg/50 h (rys. 28i) i μ z 0,05 do 0,025 (rys. 29i). Na początku współpracy wystające ponad maksymalną wysokość nierówności R_{max} tlenku wydzielenia niklu ulegają odkształceniom

plastycznym zwiększając RPS i obniżając naciski jednostkowe. Następstwem tego jest spadek współczynnika tarcia. Kontakt żeliwa z tlenkiem aluminium jest ograniczony. Po 50 h współpracy na powierzchni wydzieleń Ni są widoczne drobne rysy wzdłuż kierunku ruchu. Powierzchnia żeliwa jest bardzo gładka (Ra = 0,05). Wykonane na mikroskopie AFM badania wykazały drobne rysy wzdłuż kierunku ruchu (rys. 19a) o nanochropowatości poniżej 10 nm mierzonej równolegle do kierunku ruchu i poniżej 50 nm w kierunku prostopadłym (rys. 19b). Taka topografia powierzchni jest charakterystyczna dla zużywania ściernego.

W powłoce wytworzonej na stopie zbrojonym SiC można zaobserwować drobne cząstki węglika krzemu umieszczone w niszach tlenku (rys. 22d). Nisze te służą jako zasobniki środka smarnego.

Na podstawie porównania intensywności i charakteru zużywania materiału osnowy (AK12) i kompozytów należy stwierdzić, że dodanie FZ zmniejsza zużywanie kompozytu, ale intensyfikuje zużywanie współpracującego z nim partnera. W badanym okresie 50 h wszystkie kompozyty odlewane odśrodkowo powodują wzrost zużycia żeliwa, jedynie odlewy ciśnieniowe - po obróbce usuwającej naddatek mniejszy niż 1 mm - zmniejszają zużycie partnera. Zużycie żeliwa współpracującego z kompozytem W6A.15A jest porównywalne ze zużyciem (Δm) przy współpracy z materiałem osnowy. Intensywność zużywania żeliwa we współpracy z AK12 rośnie w czasie (krzywa $\Delta m = 0{,}44x1{,}04^t$, rys. 28a). Po około 40 godzinach współpracy zaobserwowano zużywanie adhezyjne. Ubytek masy żeliwa (Δm) we współpracy z badanymi kompozytami maleje w czasie (krzywe $\Delta m = at^b$, rys. 28), co jest charakterystyczne dla skojarzeń docierających się.

Porównując wpływ średnicy cząstek FZ na ubytek masy żeliwa można zauważyć, że najmniejszy wymiar, jaki mają włókna (d = 3 μm), nie dał najmniejszego zużycia (3,2 mg/50 h) w grupie kompozytów wytwarzanych ciśnieniowo. Jest ono nieco mniejsze od ubytku masy żeliwa we współpracy z kompozytem W6A.15A (3,8 mg/50 h) i porównywalne ze zużyciem (2,9 mg/50 h) we współpracy z kompozytem AK12.15A500c, który zawiera cząstki o średnicy 25 μm. Prawdopodobnie zmniejszanie średnicy cząstek (technologicznie wykonywalne do około 10 μm) dałoby dalszy spadek zużycia. Przyczyną takiego zachowania się kompozytu z włóknami jest niszczenie zbyt cienkich włókien wystających nad powierzchnię tarcia. Siła potrzebna do ścięcia włókien powoduje wzrost współczynnika tarcia, dlatego na początku współpracy wynosił on około 0,1. Po ścięciu włókien wartość μ spadła do 0,09, ale po 40 godzinach zaczęła wzrastać ponownie do 0,1. Przyczyną wzrostu współczynnika tarcia jest też znaczny wzrost chropowatości i kąta pochylenia nierówności do 4,3 ° ($tg\,\alpha = 0{,}075$).

Z przedstawionych na rysunku 26 profili chropowatości powierzchni badanych kompozytów można odczytać zużycie liniowe bieżni tych kompozytów. Jedynie w przypadku materiału zbrojonego włóknami zużycie dochodzi do 1,5 μm. W pozostałych przypadkach jest ono mniejsze od 0,5 μm. Na powierzchni kompozytu AK12.A15w i stopu AK12 zauważono niewielkie deformacje plastyczne na krawędziach śladu wytarcia oraz wzrost chropowatości.

Interesujące z technologicznego i tribologicznego punktu widzenia jest skojarzenie żeliwa z kompozytem nowej generacji zawierającym jako fazę zbrojącą węgiel szklisty w ilości około 15%. Ubytek masy żeliwa (2 mg/50 h) po współpracy z tym materiałem jest najmniejszy ze wszystkich przebadanych skojarzeń. Współczynnik tarcia ma wartość 0,04÷0,03 i jest zbliżony do wartości dla skojarzeń żeliwa ze stopami pokrytymi powłoką kompozytową AP+Ni. Są dwie podstawowe przyczyny takiego zachowania badanego materiału. Pierwszą z nich jest obecność w strefie tarcia cząstek węgla szklistego - materiału o dość dużej twardości (ok. 100 HB) i małej wytrzymałości na ścinanie, a drugą - porowatość samego kompozytu. Materiał ten został opracowany specjalnie na skojarzenia ślizgowe. Jego budowa, a tym samym właściwości wymagają jeszcze dodatkowych badań optymalizacyjnych.

Na podstawie wyników wykonanych badań omawianego etapu można sformułować następujące wnioski:

1. Wymiar cząstek fazy zbrojącej badanych kompozytów ma istotny wpływ na intensywność zużywania współpracującego z nimi żeliwa, na współczynnik tarcia oraz na sposób niszczenia warstwy wierzchniej samego kompozytu.
   - Podczas współpracy ślizgowej żeliwa z kompozytem zawierającym cząstki Al_2O_3 o średnicy (d = 15 μm) zużycie jest prawie czterokrotnie mniejsze (17 mg/50 h; μ = 0,045) niż dla kompozytu zbrojonego cząstkami o średnicy d = 50 μm (60 mg/50 h; μ = 0,1) przy p = 3 MPa i v = 2,4 m/s w warunkach ograniczonego smarowania.
   - Jedną z przyczyn takiego zachowania się badanych kompozytów jest lokalny rozkład naprężeń i odkształceń wokół cząstek fazy zbrojącej wynikający z cech stereologicznych kompozytów. Przy 15% udziale FZ o średnicy d = 25 μm i liczbie cząstek N_A = 904 CZ/mm^2 na początku współpracy przy ograniczonym smarowaniu (μ = 0,1) panują naprężenia zastępcze σ_z=355 MPa i ε=0,3%; a dla d = 50 μm i N_A=82 CZ/mm^2 σ_z = 3950 MPa i ε = 3,2%.
2. Technologia wykonania kompozytów przeznaczonych na skojarzenia ślizgowe ma istotny wpływ na ich właściwości tribologiczne we współpracy z żeliwem przy ograniczonym smarowaniu. Ubytek masy żeliwa współpracującego z kompozytem AK12.15A wytwarzanym ciśnieniowo jest około 7 razy mniejszy (3 mg/50 h; μ = 0,055) niż z odlewanym od-

środkowo (21 mg/50 h, μ = 0,05). Podstawowe przyczyny takiego zachowania kompozytów to:

- zróżnicowany rozkład cząstek fazy zbrojącej w strefie przypowierzchniowej powierzchni tarcia. W kompozycie odlewanym odśrodkowo cząstki o większej masie (większe d) znajdują się bliżej powierzchni tarcia niż w odlewanym ciśnieniowo. W kompozycie odlewanym odśrodkowo średnia średnica cząstek na powierzchni wynosiła d = 30 μm, a w odległości ok. 1,5 mm d = 26,6 mm. W kompozycie odlewanym ciśnieniowo na powierzchni tarcia było 8% cząstek, a 2 mm poniżej 14% przy 15% udziale,
- większa porowatość kompozytów odlewanych odśrodkowo niż wytwarzanych ciśnieniowo obniżająca współczynnik tarcia.

3. Rodzaj i kształt użytej fazy zbrojącej wywierają wpływ na właściwości tribologiczne skojarzenia żeliwo szare/kompozyt, w wyniku czego:
   - Ubytki masy żeliwa współpracującego z wytwarzanym ciśnieniowo kompozytem zawierającym 15% Al_2O_3 w postaci włókien i cząstek są do siebie zbliżone, jednak współczynnik tarcia dla włókien jest zdecydowanie wyższy. Przyczyną tego jest mechaniczne niszczenie włókien prostopadłych do powierzchni tarcia oraz usuwanie włókien równoległych i prawie równoległych do tej powierzchni.
   - Ubytki masy żeliwa współpracującego z kompozytem zawierającym 15% cząstek SiC (F3S.20S) i Al_2O_3 (AK12.15A800) o średniej średnicy d < 20 μm mają podobne wartości przy zbliżonym współczynniku tarcia po dotarciu.
4. Wytworzenie na badanych kompozytach powłoki kompozytowej APT+Ni wpływa w istotny sposób na właściwości tribologiczne skojarzenia żeliwo/AlMC obniżając zarówno współczynnik tarcia, jak i zużycie żeliwa. W przypadku kompozytu zawierającego cząstki Al_2O_3 o średniej średnicy d = 50 μm wytworzenie powłoki obniża zużycie żeliwa ponad sześciokrotnie (z 60 do 9,5 mg/50 h) i współczynnik tarcia prawie trzykrotnie (z 0,1 do 0,03). Dla kompozytu z cząstkami d = 25 μm zużycie żeliwa maleje z 20 mg/50 h do 4,5 mg/50 h. Przyczyną takiego zachowania jest - wg modelu Ensta i Merhanta - obecność w strefie tarcia dwóch materiałów, tj. mającego mniejszą wytrzymałość na ścinanie niklu i dużą twardość tlenku glinu.
5. Dodanie do stopu AK12 około 15% fazy zbrojącej zwiększa w istotny sposób jego odporność na zużycie, a wytworzenie na zbrojonym stopie powłoki kompozytowej APT+Ni redukuje znacznie zużycie współpracującego z nim partnera ślizgowego.

6. Opracowany materiał kompozytowy nowej generacji z węglem szklistym jako zbrojeniem wykazuje najlepsze właściwości tribologiczne dzięki obecności cząstek o dużej twardości i małej wytrzymałości na ścinanie i może znaleźć szerokie zastosowanie.

5.1.2. Wpływ materiału modyfikującego na właściwości PK

Na podstawie analizy teoretycznej i przeprowadzonych badań symulacyjnych do technologicznej modyfikacji APT wytypowano dwa metale, tj. nikiel do modyfikacji twardej i miedź do modyfikacji miękkiej. Do eksploatacyjnej modyfikacji PK wytypowano miedź i MoS_2. Uzasadnienie takiego wyboru zostało podane w rozdziale 3.5. „Uzasadnienie wyboru metali modyfikujących." W celu sprawdzenia słuszności przeprowadzonych analiz i obliczeń teoretycznych wykonano badania powłok kompozytowych APT+Ni i APT+Cu.

Celem tego etapu badań było sprawdzenie wpływu niklu i miedzi - jako metali modyfikujących - na właściwości tribologiczne skojarzenia żeliwo/PK.

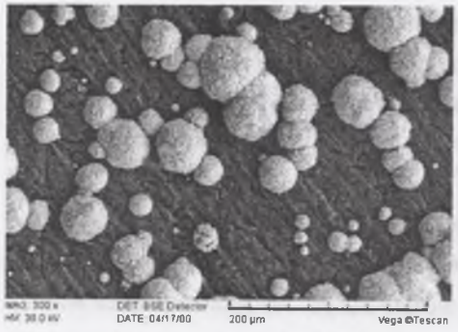
5.1.2.1. Przebieg badań i wyniki

Badania PK przeprowadzono na stanowisku PK1, w którym próbki w formie wycinka pierścienia ślizgały się po powierzchni przeciwpróbek ze stopu AlMg2 pokrytych powłoką kompozytową. Badania przeprowadzono w następujących warunkach: v = 2,4 m/s, p = 3 MPa, smarowanie olejem Lotos Semisyntetik w ilości około 2 mg co 0,5 h, czas współpracy t = 50 h. Uzyskane wyniki zestawiono w tabeli 7, a fotografie powierzchni powłok kompozytowych przed i po współpracy pokazano na rysunku 33.

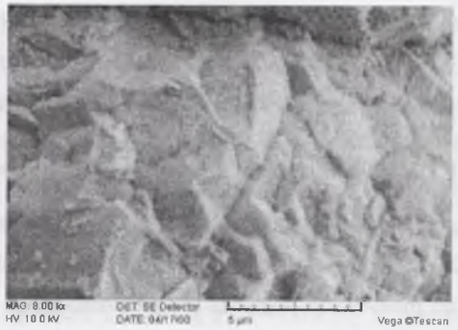
Tabela 7

Wyniki badań skojarzeń żeliwa z powłokami kompozytowymi: APT+Ni i APT+Cu

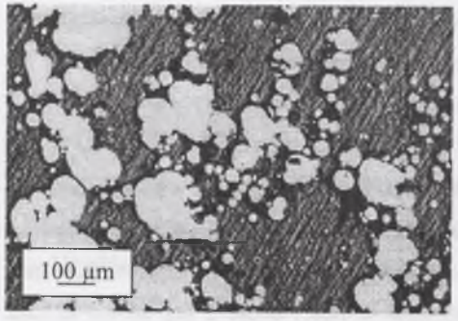
Czas współpracy τ [h]	Ubytek masy próbki Δm [mg] po współpracy z		Zużycie liniowe PK ΔL [μm]		Współczynnik tarcia μ		Ra Mm	
	APT+Ni	APT+Cu	APT+Ni	APT+Cu	żeliwo szare / APT+Ni	żeliwo szare / APT+Cu	APT+Ni	APT+Cu
0					0,045	0,055	2,0	2,42
10	1,24	0.20			0,030	0,020	σ = 0,17	σ = 0,45
20	0,26	0,48			0,030	0,015		
30	0,36	0,32			0,030	0,015		
40	0,35	0,50			0,030	0,040		
50	0,10	0,52	0,2	2,1	0,030	0,040	1,52 σ = 0,1	0,31 σ = 0,12
Σ	2,31	2,02						



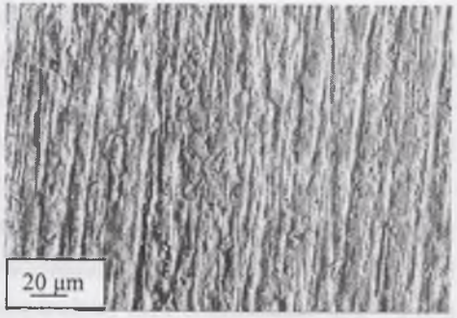
a) widoczne jasne wydzielenia Cu na tle APT o zmienionym, ciemniejszym zabarwieniu, SEM x 300
a) light precipitates of Cu on the AHC background with dark color



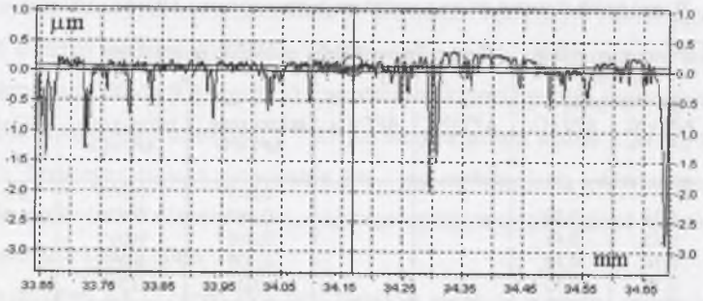
b) granica dwóch wydzieleń Cu: rozwinięta powierzchnia powinna zapewnić dobrą przyczepność oleju
b) border between two precipitates: developed surface gives a good oil adherence; SEM x 8000



c) po 5 h współpracy (jasne miejsca to zużyte, połączone i zdeformowane plastycznie wydzielenia Cu)
c) after 5 h of sliding (lighter places denote worn and plastically deformed Cu precipitates)



d) po 50 h współpracy (ślady zużywania na powierzchni APT, wydzielenia Cu całkowicie usunięte)
d) after 50 h of sliding (wear tracks on AHC can be seen, Cu precipitates are completely worn)



e)

Rys. 33. Widok powierzchni powłoki APT+Cu przed współpracą z żeliwem (a, b) i po współpracy (c, d) oraz profil chropowatości tej powierzchni (e) z widocznymi wgłębieniami służącymi jako zasobniki środka smarnego

Fig. 33. Surface view of AHC+Cu composite layer before (a, b) and after sliding against CI (c, d) and roughness profile (e) with valleys as lubricant depot

5.1.2.2. Omówienie wyników badań i wynikające z nich wnioski

Z przedstawionych wyników badań tribologicznych wynika, że powłoka kompozytowa APT+Cu ma wielokrotnie mniejszą trwałość w porównaniu z powłoką APT+Ni. Wydzielenia miedzi są zbyt miękkie (60÷75 HV), dlatego podczas współpracy z żeliwem ulegają deformacji plastycznej i są usuwane poza strefę tarcia. Praktycznie po 50 godzinach współpracy na powierzchni APT pozostaje niewiele miedzi. Natomiast wydzielenia Ni zużywają się w znacznie mniejszym stopniu. Współczynnik tarcia dla powłok APT+Cu wynosi 0,015 i jest znacznie mniejszy niż dla powłok APT+Ni (0,03), co jest wynikiem mniejszej odporności na ścinanie miedzi. Jednak pod koniec współpracy wzrasta do 0,04, co jest spowodowane udziałem twardego tlenku glinu w strefie tarcia. Ubytek masy żeliwa współpracującego z APT+Cu w pierwszych 10 godzinach współpracy jest najmniejszy i znacznie mniejszy niż z APT+Ni (0,2:1,24), ale między 40 i 50 godziną wzrasta prawie 2,5-krotnie i jest większy niż z APT+Ni (0,52:0,10). Wytłumaczeniem takiego zachowania się skojarzenia jest udział występów nierówności APT w powierzchni tarcia, co wywołuje mikroskrawanie żeliwa.

Na początku współpracy wydzielenia Cu są odkształcane plastycznie (σ_{rcd} = 250 MPa przy Rm ≈ 200 MPa) przez ślizgające się po nich żeliwo i łączą się w większe grupy oraz są rozprowadzane mechanicznie po rozwiniętej powierzchni APT. W skutek tego maleje ich wysokość, wzrasta rzeczywista powierzchnia styku i maleją naprężenia. Stan ten można porównać do klasycznej sytuacji wynikającej z hipotezy tarcia Bowdena, tj. na bardzo twardym materiale (APT) znajduje się cienka warstewka materiału miękkiego (Cu), dzięki czemu maleje współczynnik tarcia (0,015). Jeżeli wysokość wydzieleń Cu (grubość nieciągłej warstewki miedzi) zbliży się do R_{max} tlenku, to w strefie tarcia pojawią się występy nierówności APT i ścinanie zaczyna przenosić się do żeliwa, czego konsekwencją jest wzrost jego zużycia oraz współczynnika tarcia (0,040).

Powłoki APT+Cu i APT+Ni charakteryzują się nierównomiernością rozłożenia wydzieleń metalu. Średnia średnica wydzieleń Cu równa jest d = 26,5 µm (σ = 1,2 µm), a udział powierzchniowy tych wydzieleń wynosi A_A = 44%. Średnia średnica wydzieleń niklu wynosi d = 12 µm (σ = 6 µm), a ich udział powierzchniowy 52% (σ = 3%).

Trwałość powłoki APT+Cu można wydłużyć, jeżeli zwiększy się twardość i przyczepność wydzieleń miedzi. Technologicznie jest to możliwe w procesie, w wyniku którego otrzymuje się drobnokrystaliczne, spłaszczone wydzielenia Cu. Proces miedziowania wymaga dodatkowych badań optymalizujących. Za prowadzeniem takich badań świadczą uzyskane wartości współczynnika tarcia między 20 a 40 godziną współpracy (µ = 0,015). Jeżeli wy-

dzielenia Cu nie będą deformowane plastycznie w tak dużym stopniu, to niski poziom współczynnika tarcia zostanie utrzymany przez dłuższy czas.

Na podstawie wyników z przeprowadzonych badań można sformułować następujące wnioski:

1. Metalem do modyfikacji APT dającym tribologicznie przydatne powłoki kompozytowe jest nikiel. Uzyskane w wyniku modyfikacji wydzielenia Ni rozdzielają skutecznie żeliwo i tlenek glinu obniżając współczynnik tarcia i zużycie skojarzenia.
2. Chcąc uzyskać powłoki kompozytowe APT+Cu nadające się na skojarzenia ślizgowe, należy optymalizować proces miedziowania w celu zwiększenia twardości wydzieleń Cu. Uzyskane w warunkach ograniczonego smarowania wartości współczynnika tarcia między 20 a 40 h współpracy (μ = 0,015) świadczą o istotnym wpływie metalu modyfikującego.

5.1.3. Wpływ parametrów modyfikacji na właściwości tribologiczne PK

Z tribologicznego punktu widzenia o przydatności WW materiału na skojarzenia pracujące w warunkach chwilowego niedoboru smaru decydują dwie grupy czynników, tj.:

- parametry chropowatości (m. in.: Ra, Rmax),
- nasiąkliwość, zdefiniowana jako ilość oleju wchłoniętego przez jednostkę objętości powłoki o określonej grubości podczas procesu nasączania, wyrażona w kg/m^3.

Parametry wysokościowe chropowatości decydują o wymiarach rzeczywistej powierzchni styku, a tym samym o naciskach jednostkowych, ilości ciepła generowanego tarciem i intensywności zużywania partnerów. Liczba wierzchołków nierówności na długości odcinka elementarnego (m), liczba przegięć profilu i jego względna długość określają stopień rozwinięcia powierzchni. Bardziej rozwinięta powierzchnia sprzyja tworzeniu warstewki granicznej smaru. Na podstawie badań powłok APT+Me wytwarzanych metodą elektrolityczną [64] i rozpylania katodowego [66] stwierdzono, że zużycie i współczynnik tarcia najbardziej zależą od R_a i R_{max} oraz od nasiąkliwości. Pozostałe parametry chropowatości mają mniejszy wpływ, dlatego w tej pracy uwzględniono tylko wpływ Ra i R_{max}.

Nasiąkliwość informuje o ilości i sposobie związania oleju z podłożem. Większa wartość oznacza więcej oleju absorbowanego przez powłokę podczas jej wytwarzania, co pozwala na dłuższą pracę skojarzenia bez podawania oleju. Ma to istotne znaczenie przy rozruchu smarowanych rozbryzgowo zimnych maszyn.

Wpływ parametrów modyfikowania na Ra i nasiąkliwość określono podczas eksperymentu przeprowadzonego według planu poliselekcyjnego, D- optymalnego (Hartleya [108, 109]). Plan ten zakłada 11 eksperymentów w n replikacjach, w których czynniki sterowane przyjmują trzy wartości (minimalną, centralną i maksymalną). Na podstawie odrębnych badań

stwierdzono, że sterowanymi czynnikami procesu modyfikacji (elektrolitycznego niklowania i miedziowania) są: temperatura elektrolitu (T), napięcie na elektrodach (U) i czas modyfikacji (t). Uzyskane w wyniku przeprowadzonych pomiarów zależności dają się opisać wielomianami:

$$N_{Ni} = 17 - 18{,}8t + 26U + 41{,}1T^2 + 33{,}6t^2 + 32{,}3U^2 \quad (5)$$

$$N_{Cu} = 97{,}7 + 22{,}7T + 12{,}25t + 12{,}8U - 29t^2 + 12{,}5U^2 - 17Tt - 21TU \quad (6)$$

$$Ra_{Ni} = 2{,}42 + 1{,}14T + 0{,}88t - 0{,}84U - 0{,}37t^2 + 2{,}27Tt - 0{,}3tU \quad (7)$$

$$Ra_{Cu} = 6{,}89 + 1{,}98t + 0{,}75U - 0{,}62T^2 - 0{,}7t^2 - 1{,}23Tt - 1{,}16TU - 2{,}98tU \quad (8)$$

gdzie: N_{Ni} - nasiąkliwość powłoki kompozytowej APT+Ni,

N_{Cu} - nasiąkliwość powłoki kompozytowej APT+Cu;

Ra_{Ni} - średnie arytmetyczne odchylenie profilu chropowatości powłoki APT+Ni;

Ra_{Cu} - średnie arytmetyczne odchylenie profilu chropowatości powłoki APT+Cu.

Badania tribologiczne wytworzonych powłok w skojarzeniu z żeliwem pozwoliły na otrzymanie wielomianów funkcji eksploatacji dla powłok z niklem (U_m, Z_l, μ w funkcji T, t, U). Trwałość badanych powłok z miedzią jest zbyt mała, dlatego nie wyznaczano współczynników wielomianów dla tych powłok.

$$U_m = 1{,}6 + 0{,}33T + 0{,}73t + 0{,}4U - 0{,}3T^2 - 0{,}4t^2 - 0{,}2U^2 - 0{,}65Tt - 0{,}13tU \quad (9)$$

$$Z_l = 17{,}6 + 13{,}6T + 0{,}01U \quad (10)$$

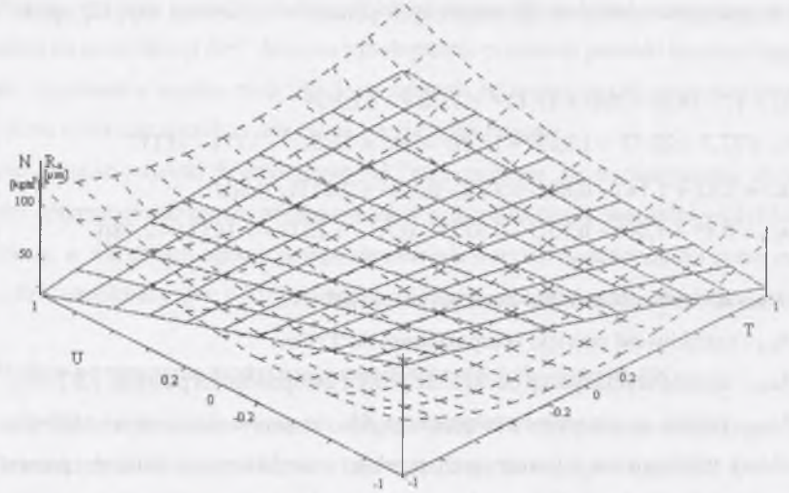
$$\mu = 0{,}1 + 0{,}01T - 0{,}01T^2 - 0{,}01t^2 + 0{,}01Tt \quad (11)$$

gdzie: U_m - ubytek masy próbek żeliwnych, Z_l - zużycie liniowe powłoki kompozytowej, μ - współczynnik tarcia, t - czas modyfikacji; T - temperatura modyfikacji; U - napięcie modyfikacji.

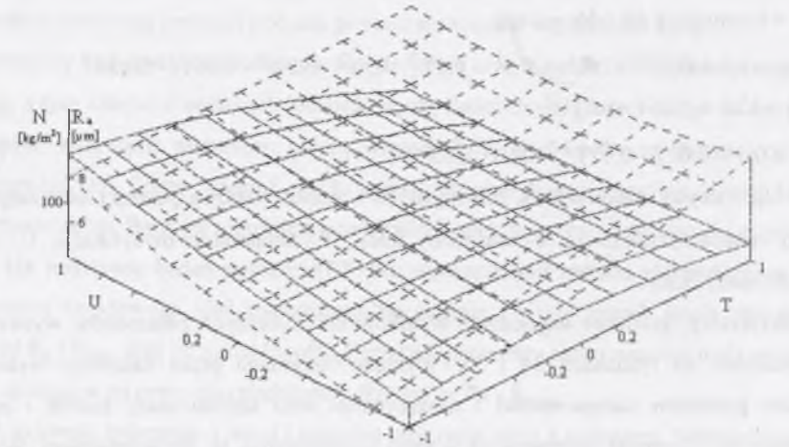
Interpretacje graficzne uzyskanych wyników dla wybranych parametrów wytwarzania przedstawiono na rysunkach 34 i 35. Wykresy otrzymano przez nałożenie wybranych wyników pomiarów chropowatości i nasiąkliwości oraz ubytku masy żeliwa i zużycia liniowego PK. Czynniki sterowane są w skali unormowanej, tj. bezwymiarowej. Wykresy sporządzono dla trzeciego parametru na poziomie centralnym, tj. w skali unormowanej t = 0.

W celu pokazania wpływu nasiąkliwości PK na ich właściwości tribologiczne wykonano badania sprawdzające skuteczności przyjętego sposobu ograniczonego smarowania na dotartych skojarzeniach, które przepracowały 300 godzin (Ra = 0,16 μm; R_{max} = 1,1 μm). W badaniach sprawdzających olej wtryskiwano co 1 minutę i co 60 minut, a w zasadniczych co 30

minut. Uzyskane przebiegi współczynników tarcia w funkcji czasu współpracy przedstawiono na rysunku 36.



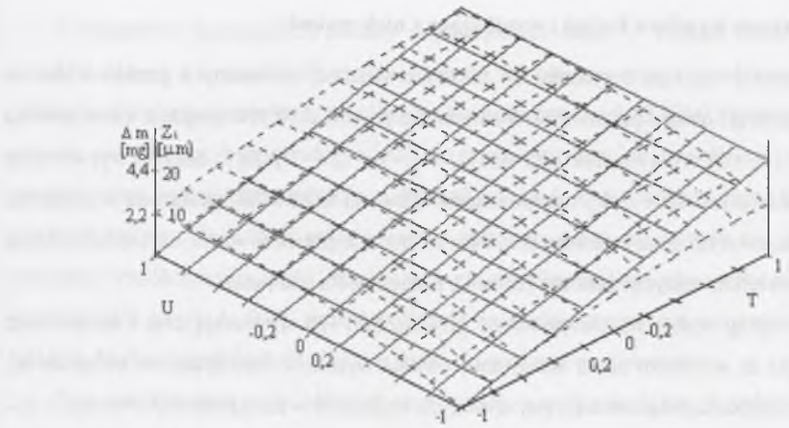
a) powłoka APT+Ni a) AHC+Ni layer



b) powłoka APT+Cu b) AHC+Cu layer

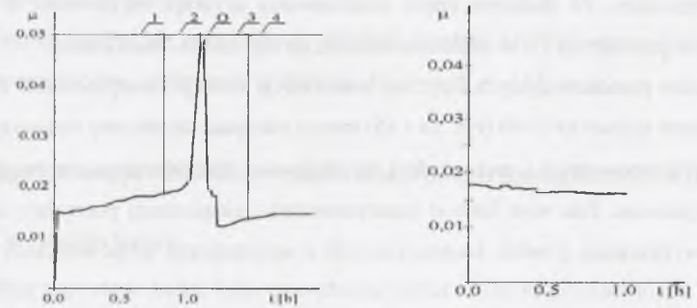
Rys. 34. Funkcje konstytuowania powłok APT+Ni (a) i APT+Cu (b). (N – nasiąkliwość, linia przerywana; Ra chropowatość - linia ciągła). Zakres optymalnych pod względem tribologicznym powłok APT+Ni (duże N i małe Ra) mieści się wokół punktu (T = -1, U = 1, t = 0), a powłok APT+Cu wokół punktu (T = 1, U = 1, t = 0)

Fig. 34. Forming function for layers AHC+Ni (a) and AHC+Cu (b) (N- absorbability dash line, Ra - solid line). Optimal area for tribological applications is situated in the neighbourhood of point (T = -1, U = 1, t = 0) for AHC+Ni layers and in the vicinity of point (T = 1, U = 1, t = 0) for AHC+Cu layers



Rys. 35. Funkcje eksploatacji powłok APT+Ni we współpracy z żeliwem (zużycie liniowe PK linia ciągła, ubytek masy żeliwa - linia przerywana). W przedziale parametrów U = 1 i T = -1 znajduje się obszar wytwarzania powłok o najmniejszym zużyciu skojarzenia

Fig. 35. Exploitation function for AHC+Ni layers sliding against CI (Cl wear – solid line, CI mass dash line). In the vicinity of point U = 1 and T = -1 there is the region of layer formation which exhibit the smallest wear of pairing



a) b)

Rys. 36. Ilustracja wpływu ilości oleju podanego do skojarzenia (żeliwo/PK na F3S.20S) na wartość współczynnika tarcia (µ) w funkcji czasu (t); a) wtrysk oleju co 60 minut, b) wtrysk oleju co 60 s (powierzchnie dotarte po 300 h współpracy, p = 3 MPa, v = 2,4 m/s) 1 - okres łagodnego wzrostu współczynnika tarcia, 2- okres szybkiego wzrostu µ, 0 - wtrysk oleju, 3 - okres przejściowy po wtrysku, 4 - okres stabilnej współpracy

Fig. 36. Diagram of influence of oil quantity added to (CI/CL on F3S.20S) pairing on friction coefficient (µ) in dependence on time (t) for oil injection every 60 minutes (a) and every 60 seconds (b) (surfaces grided-in after 300 h of sliding, p = 3 MPa, v = 2,4 m/s) 1- soft increase of µ, 2 - rapid increase of µ, 3 - transition stage after oil injection, 4 - stable running stage

5.1.4. Omówienie wyników badań i wynikające z nich wnioski

Na podstawie wykresu z rysunku 34 można stwierdzić, że istotny z punktu widzenia tribologii i ekologii obszar parametrów wytwarzania powłok APT+Ni znajduje się w pobliżu (U = 1, T = -1, t = 0), a dla powłok APT+Cu (U = 1, -T = 1, t = 0). Są to obszary wytwarzania PK o dużej nasiąkliwości i małej chropowatości. Powłoki te powinny pracować w skojarzeniach z ograniczonym smarowaniem przy minimalnym zapotrzebowaniu na środek smarny oraz przy niewielkim zużyciu partnera (żeliwa), ponieważ Ra jest małe.

Najistotniejszy wpływ na chropowatość powłok APT+Ni wywierają czas i temperatura procesu. Wraz ze wzrostem czasu niklowania wzrasta wysokość wydzieleń, co zwiększa R_a, ale tylko do momentu połączenia się pojedynczych wydzieleń w konglomeraty. Powłoki o dużym stopniu zakrycia niklem nie mają znaczenia tribologicznego ze względu na złą zwilżalność niklu olejem. Wraz z wzrostem temperatury zwiększa się ruchliwość jonów i szybkość ich osadzania na wydzieleniach, które stają się bardziej smukłe. Nasiąkliwość tych powłok zależy najbardziej od temperatury i napięcia niklowania.

Chropowatość powłok APT+Cu rośnie wraz z czasem do momentu powstawania konglomeratów, a potem maleje. Wraz ze wzrostem temperatury uzyskuje się powłoki o mniejszej chropowatości. Nasiąkliwość tych powłok maleje znacznie z czasem miedziowania i rośnie ze wzrostem temperatury. Po dłuższym czasie miedziowania uzyskuje się powłoki, w których porowaty Al_2O_3 jest zakryty Cu w większym stopniu, co obniża ich nasiąkliwość.

Z wykresów przedstawiających fizyczną interpretację funkcji konstytuowania i eksploatacji skojarzenia żeliwo/APT+Ni (rys. 34 i 35) można odczytać, że obszary wytwarzania PK o minimalnej chropowatości i maksymalnej nasiąkliwości charakteryzują się minimalnym zużyciem skojarzenia. Tak więc funkcje konstytuowania i eksploatacji pozwalają na dobór parametrów wytwarzania powłok kompozytowych o optymalnych właściwościach tribologicznych.

Równania w postaci unormowanej (wg planu Hartleya) oraz ich interpretacje graficzne wskazują kierunek zmian badanych czynników pod wpływem sterowanych zmian parametrów wytwarzania. Konkretne wartości bezwzględne parametrów wytwarzania zależą między innymi od rodzaju stopu oraz składu chemicznego kąpieli do niklowania i miedziowania. Dlatego na wykresach podano tylko unormowane (bezwymiarowe) wartości, gdzie:

„-1"- oznacza najniższy poziom czynnika w badaniach,

„ 0"- oznacza centralny poziom,

„ 1"- maksymalny poziom czynnika w badaniach.

Z wykresów ilustrujących zmiany współczynnika tarcia w funkcji czasu współpracy przedstawionych na rysunku 36 można odczytać, że olej zawarty w powłoce wystarcza na prawie godzinę współpracy przy współczynniku tarcia poniżej 0,02. Olej z porowatego tlenku migruje na biorące bezpośredni udział w tarciu powierzchnie wydzieleń niklu dzięki panującej tam wyższej temperaturze, a stamtąd jest częściowo usuwany przez ślizgający się pierścień żeliwny. Jego ilość maleje wraz z upływem czasu, co wyraża się sukcesywnym wzrostem współczynnika tarcia. Po wyczerpaniu określonej ilości oleju wzrasta gwałtownie współczynnik tarcia do 0,05, prawdopodobnie na skutek przerwania warstewki granicznej. Kolejna dawka uzupełnia ilość oleju i μ spada do poziomu wyjściowego.

Przy wtryskiwaniu mgły olejowej co 1 minutę współczynnik tarcia praktycznie maleje nieznacznie. Nadmiar ciągle dostarczanego oleju wraz z produktami zużycia jest usuwany poza strefę tarcia, co może tłumaczyć nieznaczny spadek μ. Zmieniając parametry wytwarzania PK możemy sterować ich właściwościami tribologicznymi zgodnie z kierunkami określonymi przez funkcje konstytuowania i eksploatacji.

Na podstawie wyników z wykonanych badań można sformułować następujące wnioski:

1. Poprzez dobór parametrów wytwarzania powłok kompozytowych można sterować ich właściwościami, w tym chropowatością i nasiąkliwością, które współdecydują o właściwościach tribologicznych.
2. Optymalne z tribologicznego punktu widzenia powłoki APT+Ni można wytworzyć, jeżeli parametry procesu niklowania są zbliżone do: t = 0, T = -1 i U = 1.

5.2. Eksploatacyjne kształtowanie właściwości tribologicznych PK

5.2.1. Cel i zakres badań

Celem tego etapu badań było sprawdzenie skuteczności eksploatacyjnego kształtowania właściwości tribologicznych powłok kompozytowych przez wykorzystanie zjawiska platerowania tarciowego dwusiarczkiem molibdenu i miedzią. Czynniki platerujące wprowadza się do strefy tarcia w postaci dodatków do oleju. Do badań użyto MoS_2 produkcji krajowej. Dodatek miedziowy w postaci ultradyspersyjnego roztworu Cu i CuO w zawiesinie stabilizowanej kwasem oleinowym otrzymano w ramach badań prowadzonych w Uniwersytecie Śląskim [110].

5.2.2. Przebieg badań

Badania przeprowadzono w skojarzeniu, w którym próbki stanowiły wycinki pierścienia tłokowego z żeliwa K14, a przeciwpróbki wykonano ze stopu aluminium pokrytego powłoką kompozytową. Do skojarzenia wprowadzano olej z dodatkami: Cu o nazwie GP-1 (1% wagowo) i MoS_2 (5% wagowo). Badania przeprowadzono w następujących warunkach: nacisk: p = 2 MPa, prędkość względna: v = 1 m/s, 6 replikacji, olej Selectol Specjal w postaci mgły co 30 minut, próbki: sześcian o boku 10 mm, przeciwpróbki: stop aluminium AlMg2 pokryty powłoką APT+Ni nasączaną olejem przez wygrzewanie w temperaturze 393 K w czasie 1 h. Badania rozpoczynano smarując tylko olejem przez 25 godzin, co odpowiada docieraniu skojarzenia. Wartość współczynnika tarcia stabilizowała się po ok. 20 godzinach (μ = 0,03). Po upływie 25 godzin wprowadzono pierwszą dawkę oleju z dodatkami.

W czasie badań mierzono ciągle siłę tarcia (ze średnim błędem kwadratowym toru pomiarowego δ = 4,5%) i temperaturę w pobliżu strefy tarcia (±2 K) oraz co 50 h ubytek masy próbek żeliwnych (Δm, działka wagi 0,2 mg) i co 250 h zużycie liniowe powłoki (Δl). Przed współpracą i po mierzono parametry chropowatości powierzchni.

Podczas badań skojarzenia modyfikowanego eksploatacyjnie miedzią uzyskano istotne zmniejszenie i stabilizację współczynnika tarcia. W celu wyjaśnienia tego zjawiska przeprowadzono dodatkowe badania wpływu temperatury na właściwości tribologiczne powłok kompozytowych zakładając, że w mikroobjętościach Cu pokrywającej wydzielenia Ni w strefie tarcia wzrasta znacznie temperatura powodując spadek wytrzymałości na ścinanie.

Chcąc zasymulować cieplne warunki tarcia panujące w mikroobjętościach metalu modyfikującego podgrzewano bieżnię przeciwpróbki przez specjalnie do tego celu skonstruowany układ grzewczy o dużej pojemności cieplnej zapewniający stałą temperaturę warstwy wierzchniej. Dla zmieniającej się temperatury mierzono μ w warunkach tarcia technicznie suchego przy średniej prędkości ślizgania v = 1 m/s i nacisku jednostkowym p = 0,5 MPa. Do badań użyto próbek żeliwnych i przeciwpróbek z AK 12 pokrytych powłokami APT+Ni+Cu i APT+Cu (ciągła warstewka Cu na tlenku). Powłoki otrzymano metodą technologiczną przez kolejno anodowanie twarde, elektrolityczne niklowanie i miedziowanie. Dodatkowo wykonano badania skojarzenia żeliwo/miedź monolityczna. Wyniki pomiarów współczynnika tarcia i ubytków masy zestawiono w tabelach 8, 9 i 10, a widoki powierzchni po współpracy na rysunkach 35-37. Profile chropowatości 2D i 3D badanych powierzchni przedstawiono na rysunkach 38-40.

5.2.3. Wyniki badań

Tabela 8

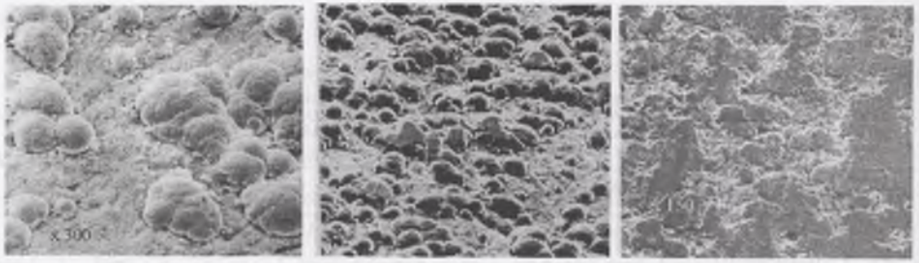
Zestawienie wartości współczynnika tarcia i zużycia w funkcji czasu współpracy skojarzeń żeliwo/PK modyfikowanych eksploatacyjnie Cu i MoS_2 (p = 2 MPa, v = 1 m/s)

τ [h]	S [km]	Skojarzenie Zl/PK			Skojarzenie Zl/PK+Cu			Skojarzenie Zl/PK+MoS_2		
		μ	Δm [mg]	Δl [μm]	μ	Δm [mg]	Δl [μm]	μ	Δm [mg]	Δl [μm]
50	180	0,04-0,03	0,30		0,04-0,015	0,30		0,04-0,02	0,42	
100	360	0,03	0,30		0,015	0,15		0,025-0,01	0,34	
150	540	0,03	0,25		0,015	0,20		0,02-0,01	0,26	
200	720	0,03	0,25		0,015	0,20		0,02-0,01	0,26	
250	900	0,03	0,10	2	0,015	0,10	1,0	0,02-0,01	0,22	7,5
300	1180	0,03	0,10		0,015	0,10		0,02-0,01	0,20	
350	1360	0,03	0,10		0,015	0,10		0,02-0,01	0,18	
400	1540	0,03	0,10		0,015	0,10		0,02-0,01	0,18	
450	1720	0,03	0,10		0,015	0,10		0,02-0,01	0,18	
500	1900	0,03	0,10	2,2	0,015	0,10	1,2	0,02-0,01	0,18	8,5
Σ			1.70	2,2		1,45	1,2		2,42	8,5

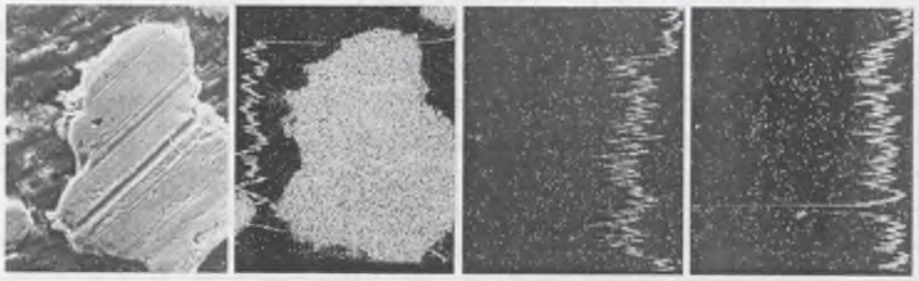
Tabela 9

Zależność współczynnika tarcia skojarzenia żeliwo/APT+Ni+Cu od średniej temperatury w strefie tarcia (pomiary przy p = 0,5 MPa; v = 1 m/s; s = 600 m; tarcie technicznie suche)

Temperatura	20°C	50°C	100°C	150°C
Zmierzony współczynnik tarcia skojarzenia żeliwo/APT+Ni+Cu	0,20	0,17	0,15	0,13
Zmierzony współczynnik tarcia skojarzenia żeliwo/APT+Cu	0,54	0,52	0,50	0,48
Obliczeniowy współczynnik tarcia skojarzenia żeliwo/APT+Ni+Cu	0,11* 0,15	0,11 0,15	0,10 0,13	0,09 0,12
Obliczeniowy współczynnik tarcia skojarzenia żeliwo/APT+Cu	0,20* 0,23	0,19 0,22	0,16 0,19	0,14 0,17
*) Wartości z górnych wierszy dotyczą α = 0° a z dolnych α = 2°				



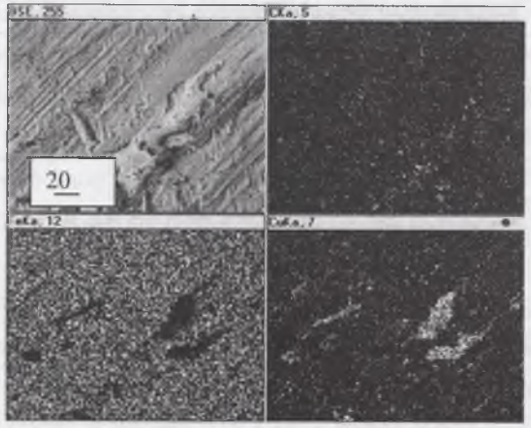
a) x 300 b) x 150 c) x 150



d) x 600 e) x 600 f) x 600 g) x 600

Rys. 37. Obrazy powierzchni powłoki kompozytowej APT+Ni po eksploatacyjnej modyfikacji miedzią: a) przed współpracą; b) po 50 h współpracy; c) po 500 h współpracy; d) widok wydzieleń Ni pokrytych eksploatacyjnie Cu, (dwie rysy wzdłuż kierunku ruchu próbki), e) powierzchniowy i liniowy rozkład Ni; f) rozkład liniowy Cu na powierzchni wydzielenia Ni, g) rozkład liniowy Fe

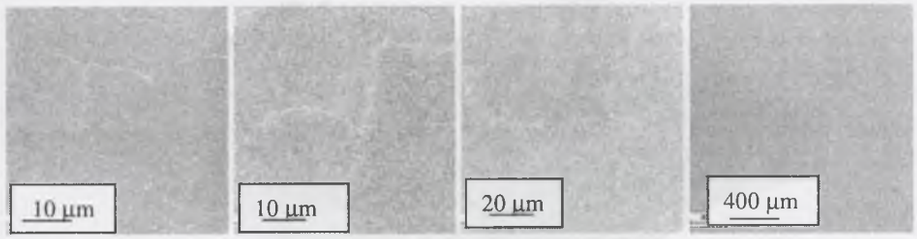
Fig. 37. Surface of AHC+Ni composite layer after frictional modifying with copper: a) before friction, b) after 50 h friction, c) after 500 h friction, d) view of Ni precipitates covered with Cu during friction (two scratches along motion direction), e) superficial and linear distribution of Ni, f) linear distribution of Cu on Ni precipitate surface, g) linear distribution of Fe



Rys. 38. Obraz i analizy jakościowe powierzchni żeliwa po współpracy z APT+Ni w obecności metaloplaterującego dodatku zawierającego Cu (widoczne produkty zużycia Cu osadzone w szczelinie w żeliwie i niewielkie zawartości Cu rozsiane po całej powierzchni)

Fig. 38. View and quantity analysis of CI surface after sliding against AHC+Ni in presence of plating additive including Cu (Cu wear products deposited in CI slope and minimal quantity of Cu dispersed on the surface)

a) 100°C x 5 b) 200°C x 5 c) 300°C x 5 d) 400°C x 5



e) 100°C; f) 200°C; g) 300°C; h) 400°C;

Rys. 39. Obrazy powierzchni miedzi po współpracy ślizgowej z żeliwem w podwyższonych temperaturach, tarcie techn. suche (a, b, c, d -wyraźnie widoczne różnice gładkości powierzchni i ilości materiału „wyciąganego" poza krawędź próbki; e, f, g, h - widoczne coraz mniejsze ilości przemieszczanej Cu wzdłuż kierunku ruchu i coraz większy udział tlenku, SEM)

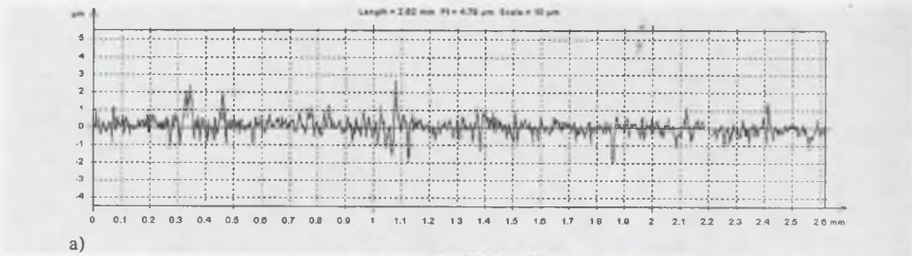
Fig. 39. Cu surface view after sliding against CI in higher temperature, friction in air (a, b, c, d – there are clear differences in surface roughness and quantity of material "drawn" out of samples edge to see; e, f, g, h - there are smaller quantity of Cu replaced along the direction motion and more and more oxide fraction to see)

Tabela 10

Wartości obliczeniowego i zmierzonego współczynnika tarcia skojarzenia żeliwo/Cu

(p = 0,25 MPa; v = 1m/s; s = 300 m)

	Współczynnik tarcia w funkcji temperatury w strefie tarcia				
Temperatura	25°C	100°C	200°C	300°C	400°C
μ dla α = 0°	0,54÷0,18	0,48÷0,16	0,39÷0,13	0,31÷0,11	0,20÷0,07
μ dla α = 2°	0,58÷0,22	0,52÷0,20	0,42÷0,16	0,35÷0,14	0,24÷0,10
μ dla kąta α zmierzonego po badaniach		α = 9,5° ±1° 0,72÷0,36			
μ zmierzone	0,80	0.70	0,60	0,55	0,50
Wartości większe dotyczą okresu współpracy żeliwo/Cu, a mniejsze żeliwo/Cu+APT, α = 0° - powierzchnia dotarta - gładka; α = 2°- powierzchnia chropowata					

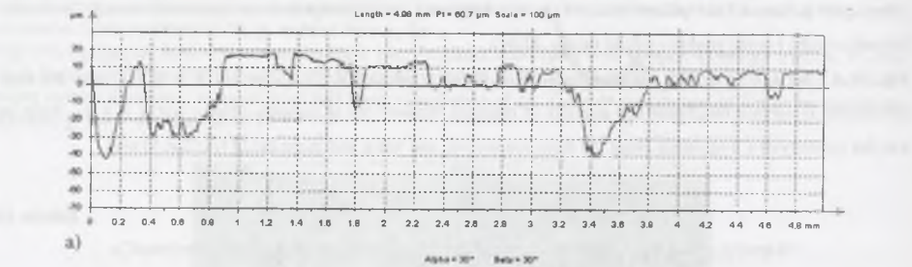


a)

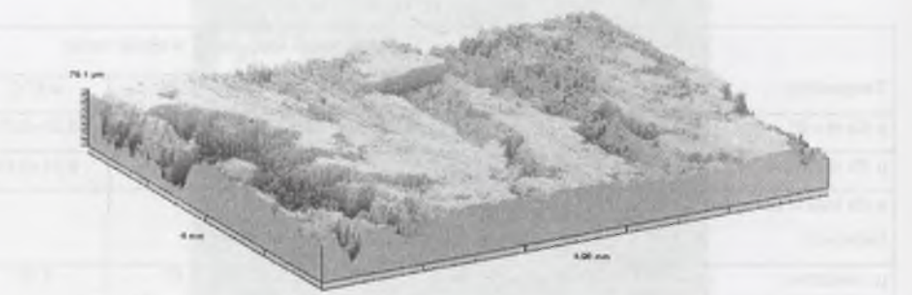
b)

Rys. 40. Profil chropowatości 2D (a) i 3D (b) powierzchni Cu przed współpracą ślizgową

Fig. 40. Cu roughness 2D (a) and 3D (b) profile before sliding

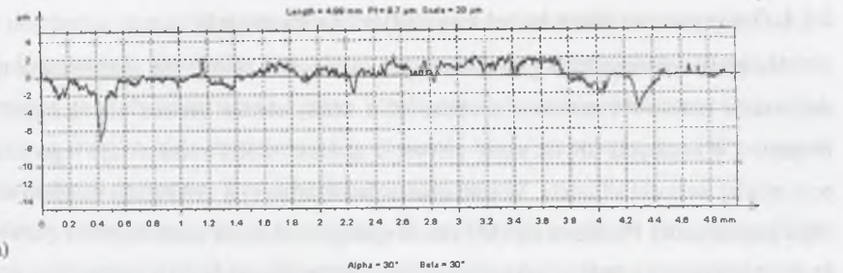


a)

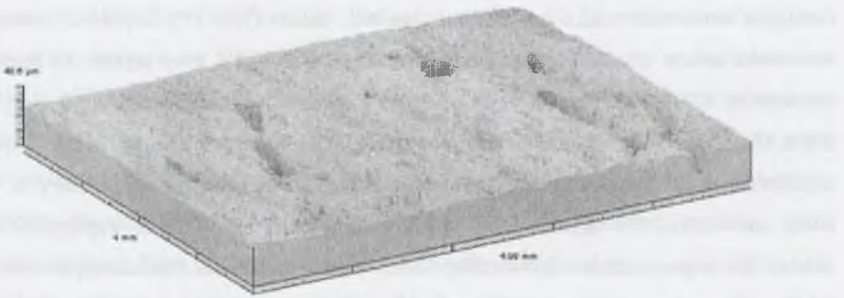


Rys. 41. Profil chropowatości 2D (a) i 3D (b) powierzchni Cu po współpracy z żeliwem w temperaturze 100°C w warunkach tarcia technicznie suchego (znaczne ślady zużywania przez sczepianie)

Fig. 41. Cu roughness 2D (a) and 3D (b) profile after sliding in temperature 100°C, friction in air (great adhesive wear tracks to see)



a)



b)

Rys. 42. Profil chropowatości 2D (a) i 3D (b) powierzchni Cu po współpracy z żeliwem w temperaturze 400°C, tarcie technicznie suche (widoczne niewielkie ślady zużywania przez sczepianie, duża gładkość powierzchni)

Fig. 42. Cu roughness 2D (a) and 3D (b) profile after sliding in temperature 400°C; friction in air (small adhesive wear tracks to see, high surface smoothness)

Tabela 11

Wartości chropowatość powierzchni miedzi monolitycznej w zależności od temperatury w strefie tarcia (tarcie technicznie suche, p = 0,25 MPa, v = 1 m/s, s = 300 m)

Chropo-watość	Przed współ-pracą	Po współpracy w temperaturze				
		20° C	100° C	200° C	300° C	400° C
Ra ⊥	0,34 σ = 0,08	4,96 σ = 1,18	4,54 σ =1,87	1,36 σ =0,20	0,72 σ = 0,11	0,70 σ = 0,06
‖	0,42 σ = 0,08	2,91 σ = 0,47	3,04 σ = 1,32	1,20 σ = 0,33	0,42 σ = 0,06	0,34 σ = 0,08
Rmax	3,31 σ = 0,59	26,61..σ= 5,26	23,4 σ =7,17	8,36 σ = 1,36	5,92 σ = 0,40	3,31 σ = 0,59
⊥	4,74 σ = 1,18	16,22 σ = 2,71	15,95 σ = 6,0	7,98 σ = 1,45	2,66 σ = 1,54	4,74 σ = 1,18
‖						

⊥ - pomiar wykonano prostopadle do kierunku obróbki i tarcia;
‖ - pomiar wykonano równolegle do kierunku obróbki i tarcia

5.2.4. Omówienie wyników badań i wynikające z nich wnioski

Na podstawie wyników przedstawionych w tabeli 8 widać, że modyfikacja tarciowa skojarzenia żeliwo/PK zarówno miedzią, jak i MoS_2 obniża istotnie współczynnik tarcia. Dodanie Cu zmniejsza ubytek masy żeliwa, a dodanie MoS_2 intensyfikuje jego zużywanie przy niskiej wartości sił tarcia. W celu obniżenia sił tarcia i jej stabilizacji należało dodać do oleju przynajmniej 1% preparatu GP1 zawierającego koloidalną zawiesinę Cu i CuO oraz 5% MoS_2. Na biorącej udział w tarciu powierzchni wydzieleń niklowych osadziła się cieniutka, nieciągła warstewka miedzi ze sporymi ilościami żelaza (rys. 37). Szybkość powstawania warstewki zależy w istotny sposób od zawartości Cu w oleju. Przy stężeniach poniżej 1% koncentratu GP-1 efekt ten był zauważany po kilkudziesięciu wtryskach oleju, przy 1% po kilku. Charakterystycznym zjawiskiem poprzedzającym osadzanie Cu jest wzrost współczynnika tarcia, a następnie jego spadek i stabilizacja oraz stabilizacja temperatury w pobliżu strefy tarcia. Przy 1% stężeniu GP-1 współczynnik tarcia na początku współpracy wynosił około 0,03, a po podaniu odpowiedniej ilości oleju z dodatkiem koloidalnej miedzi zmalał o kilka procent i zaczął wzrastać przez prawie 15 godzin do poziomu 0,04 mimo podawania oleju, by spaść w ciągu niecałej godziny do 0,015 i pozostać bez zmian (linia prosta na rejestratorze, dlatego w tabeli 7 jest tylko jedna wartość ze wszystkich pomiarów). Podobnie kształtowała się temperatura w pobliżu strefy tarcia. W pierwszych 25 godzinach ustabilizowała się na poziomie $70^{\pm 2}$°C. Po podaniu oleju z dodatkiem zaczęła rosnąć prawie liniowo do 80°C, a następnie spadła gwałtownie do 65°C i pozostała na tym poziomie.

Obecność Cu i żelaza stwierdzono na podstawie analizy jakościowej przy użyciu mikroskopu skaningowego z mikrosondą. Osadzanie Cu jest możliwe dzięki odsłanianiu powierzchni czystego niklu przez mikroskrawające żeliwo, współdziałaniu substancji chemicznych zawartych w metalizującym dodatku GP-1 oraz tribodynamicznemu oddziaływaniu elementów skojarzenia. W trakcie osadzania Cu odkładają się też produkty zużycia żeliwa. Schemat układu triboelektrodynamicznego i wartości napięć ogniw lokalnych przedstawiono na rysunku 8 w części teoretycznej pracy. Po osadzeniu Cu, współpraca żeliwo/Ni została zastąpiona współpracą żeliwo/miedź. W ten sposób elementem mniej odpornym na ścinanie została miedź osadzona na Ni. Dzięki obecności substancji zawartych w dodatku GP produkty zużycia miedzi są przetwarzane do postaci nadającej się do ponownego platerowania (Cu, CuO). Stała obecność koloidalnej zawiesiny Cu i CuO w oleju powoduje częściowe regenerowanie ubytku masy wydzieleń. Na skutek tarcia wzrasta temperatura warstewki Cu i maleje jej odporność na ścinanie, czego efektem jest spadek współczynnika tarcia.

W przypadku zastosowania MoS_2 nie zaobserwowano warstewki dwusiarczku na powierzchni wydzieleń. Niewielkie jego ilości pozostawały w zagłębieniach powłoki, reszta była usuwana ze strefy tarcia wraz z olejem. Współczynnik tarcia nie przekroczył 0,02, a bezpośrednio po wtrysku oleju spadał do 0,01. Obecność MoS_2 na powierzchni PK po współpracy stwierdzono na podstawie badań rentgenograficznych.

Badania sprawdzające wpływ temperatury na zachowanie miedzi w skojarzeniu ślizgowym wykazały istotny spadek współczynnika tarcia wraz ze wzrostem temperatury oraz ze zmniejszeniem ilości Cu w strefie tarcia. Podane w tabelach 9 i 10 wartości obliczeniowe współczynnika tarcia z są niższe niż z pomiarów. Wyjaśnieniem tej rozbieżności jest założenie w obliczeniach, że twardość miedzi wraz ze wzrostem temperatury zmienia się nieznacznie. Dzieje się tak w przypadku powłok APT+Ni+Cu oraz APT+Cu, przy znacznym zużyciu wydzieleń Cu. W obydwóch przypadkach ilość miedzi jest niewielka, co powoduje, że potrzebna do wzoru Ernsta i Merchanta twardość dotyczy odpowiednio niklu i APT. W skojarzeniach z dużą zawartością miedzi w strefie tarcia należy uwzględnić spadek twardości Cu wraz ze wzrostem temperatury. Wtedy obliczeniowe wartości współczynnika tarcia będą odpowiednio wyższe, co zbliży je do wyników z pomiarów.

W istotny sposób na rozbieżność wartości obliczeniowych i pomiarowych wpływa topografia powierzchni i obraz produktów zużycia badanych skojarzeń. Podczas współpracy żeliwa z miedzią monolityczną w temperaturze otoczenia występuje znaczny wzrost chropowatości powierzchni z 0,34÷0,42 μm przed współpracą do 2,90÷4,96 μm i kąta pochylenia wierzchołków ($tg\alpha>0,2$) po 5 min. współpracy. W wyższych temperaturach chropowatość jest znacznie niższa (Ra = 0,34÷0,70 w temp. 400°C). Kąt pochylenia wierzchołków nierówności i związany z nim kąt pochylenia powierzchni styku do kierunku ruchu są mniejsze, co obniża współczynnik tarcia. Wraz ze wzrostem chropowatości zaczyna odgrywać istotną rolę drugi składnik wzoru Ernsta i Merchanta, tj. kąt pochylenia zboczy stykających się nierówności (α). Wraz ze wzrostem temperatury następuje intensyfikacja utleniania powierzchni miedzi. Twardsze tlenki utrudniają powstawanie mostków sczepień i zagłębianie się nierówności partnera w Cu. Przy słabszych sczepieniach ilości usuwanego materiału są mniejsze, dzięki czemu maleje chropowatość powierzchni. Tak więc temperatura panująca w mikroobszarach styku decyduje o wartości współczynnika tarcia ponieważ obniża wytrzymałość na ścinanie Cu i intensyfikuje utlenianie. W badaniach wykonywanych na powłoce APT+Cu temperatura w strefie tarcia rosła znacznie szybciej niż w litej Cu, ponieważ przewodność cieplna APT (30,2 W/mK) jest znacznie mniejsza niż miedzi (385 W/mK). Dlatego współczynnik tarcia z pomiarów dla APT+Cu był niższy (μ = 0,54 dla 20°C i 0,50 dla 100°C) niż dla Cu (μ = 0,8 dla 20°C i 0,7 dla 100°C).

Miedź lita i w powłoce kompozytowej z dużą zawartością Cu - dzięki dobrej przewodności cieplnej - nagrzewa się wolniej, przez co jej wytrzymałość na ścinanie jest wyższa. W niższej temperaturze procesy utleniania zachodzą zbyt wolno, żeby ograniczać sczepianie. Miedź jest przemieszczana przez żeliwo wzdłuż kierunku ruchu, o czym świadczą „nawisy" na końcu powierzchni tarcia (rys. 39), których wielkość maleje ze wzrostem temperatury. Przy 400°C wymiary nawisów są znikome, a powierzchnia jest zdecydowanie gładsza, z nielicznymi drobnymi kraterami (rys. 37d, 37h) W przypadku powłok APT+Ni+Cu ilość miedzi na wierzchołkach wydzieleń Ni jest znikomo mała. Dlatego na skutek ciepła tarcia i izolacyjnego działania tlenku glinu Cu nagrzewa się do wyższej temperatury ulegając utlenianiu. Następstwem tego jest obniżenie współczynnika tarcia. Jeżeli do skojarzenia doprowadzamy miedź z dodatku platerującego GP1, w którym jej część jest już w postaci tlenku, to uzyskujemy bardzo niskie wartości współczynnika tarcia (μ = 0,015 ze smarowaniem). Do wytworzenia w temperaturze otoczenia na powierzchni miedzi warstewki tlenku obniżającej μ potrzeba kilkunastu godzin. Na wypolerowanej powierzchni miedzi po 24 godzinach powstała cienka warstewka tlenku obniżająca współczynnik tarcia o około 30%.

Na podstawie wykonanych badań można sformułować następujące wnioski:

1. Eksploatacyjne kształtowanie właściwości tribologicznych współpracujących z żeliwem powłok kompozytowych APT+Ni za pomocą dodatków zawierających miedź jest skuteczniejsze niż przy użyciu dodatków zawierających dwusiarczek molibdenu, ponieważ zmniejsza współczynnik tarcia i zużycie żeliwa.
2. Temperatura i ilość miedzi w strefie tarcia w skojarzeniu ślizgowym: powłoka kompozytowa APT+Me/żeliwo decydują o wartości współczynnika tarcia. Jeżeli Cu występuje w postaci cienkiej warstewki na twardym i źle przewodzącym ciepło podłożu (APT lub twardy Ni), to współczynnik tarcia maleje istotnie, ponieważ znacznie wzrasta temperatura mikroobjętości miedzi, co obniża jej wytrzymałość na ścinanie i intensyfikuje utlenianie.
3. Podczas współpracy powłok kompozytowych z dużą zawartością Cu w niższych temperaturach dochodzi do intensywniejszego zużywania powierzchni miedzi i do pogarszania ich chropowatości (Ra wzrasta z 0,42 do 4,96 μm), natomiast w wyższych temperaturach powierzchnia Cu jest gładsza (Ra od 0,42 do 0,7 μm), co wywiera istotny wpływ na współczynnik tarcia przez zmniejszenie kąta pochylenia wierzchołków nierówności.
4. Dzięki anodowej powłoce tlenkowej istnieje możliwość technologicznego wytworzenia - na dowolnym stopie aluminium - tribologicznie przydatnej warstwy wierzchniej i sterowania jej właściwościami w procesie eksploatacji.

5.3. Powłoki kompozytowe w warunkach zimnego rozruchu maszyny

5.3.1. Cel i zakres badań

Celem tego etapu badań jest sprawdzenie zachowania się powłok kompozytowych APT+Me w warunkach zimnego rozruchu, co występuje bardzo często zimą w samochodach stojących poza garażem lub w sprężarkach tłokowych służących do gaszenia łuku elektrycznego w stacjach przesyłowych energetyki.

Większość olejów silnikowych i sprężarkowych w temperaturze poniżej 253 K ma zbyt dużą lepkość i smarowanie rozbryzgowe gładzi cylindrowej jest niewystarczające. Dodatkowym czynnikiem pogarszającym smarowanie w silniku jest zmywanie resztek oleju przez mieszankę paliwowo-powietrzną. Jeżeli gładź tulei cylindrowej zostanie pokryta APT, to przebieg smarowania w czasie zimnego rozruchu ulegnie zmianie. Podczas pracy gorącego silnika pory w tlenku są rozszerzone i sorbują określoną ilość oleju. Jeżeli silnik lub sprężarka zostaną schłodzone do 253 K, to zmagazynowany w porach tlenku olej zostanie wyciśnięty z kurczących się porów tworząc na powierzchni sferyczne mikrozasobniki. Napływ paliwa nie zmyje całkowicie oleju i gładź pozostaje dalej posmarowana. Określona liczba zapłonów mieszanki wystarczy do podgrzania oleju, spadku jego lepkości i poprawy warunków smarowania. Usunięty z porów olej zostaje uzupełniony podczas pracy rozgrzanego silnika, a po ponownym jego wyłączeniu i schłodzeniu będzie wyciśnięty na powierzchnię roboczą.

W warunkach geograficznych Polski średnia temperatura w najzimniejszym miesiącu spada do 262 K. Dlatego mając na uwadze potencjalne zastosowanie badanych powłok kompozytowych na gładzie sprężarek lub silników tłokowych uruchamianych w warunkach otoczenia ograniczono zakres badań do średniej temperatury zewnętrznej.

5.3.2. Przebieg badań i wyniki

Badania przeprowadzono na stanowisku z węzłem tarcia typu klocek/płaska bieżnia przystosowanym do warunków symulujących zimny rozruch maszyn. Przeciwpróbka pokryta PK jest chłodzona z zewnętrznego zasobnika zimna. Zarówno proporcje pojemności cieplnej próbki (masa 7,8 g) i przeciwpróbki (masa 3 kg), jak i wydajność układu chłodzenia zapewniały stałą temperaturę na powierzchni tarcia. Badania wykonano w następujących warunkach: v=1 m/s; p=1 MPa; t = 0,5 h; liczba replikacji n = 30; smarowanie: olejem zawartym w PK podczas nasączania. W trakcie badań mierzono współczynnik tarcia i temperaturę w pobliżu strefy tarcia w celu ustalenia wpływu tarcia na szybkość nagrzewania

skojarzenia. Uzyskane wartości współczynnika tarcia przedstawiono w tabeli 12. Temperatura bieżni nie zmieniała się pod wpływem tarcia.

Tabela 12

Wartości współczynnika tarcia w obniżonych temperatur skojarzenia żeliwo/PK (v = 1 m/s)

Temperatura w strefie tarcia t [°C]	Czas współpracy τ [s]	Nacisk jednostkowy p [MPa]	Współczynnik tarcia μ
16	600	1	0,090
5	600	1 i 2	0,050
-5	600	1 i 4	0,075
- 10	600	1 i 4	0,003
- 15	600	1 i 4	0,003

5.3.3. Omówienie wyników badań i wynikające z nich wnioski

W czasie badań w temperaturach poniżej 0°C, na powierzchni tarcia powstawała cieniuteńka warstewka lodu nie dająca się usunąć przez ślizgający się po niej pierścień. Warstewka ta po ręcznym jej usunięciu odnawiała się natychmiast. Zwiększenie nacisku do 4 MPa nie pozwoliło na przerwanie lodu. W trakcie współpracy ślizgowej dochodziło do zużywania żeliwa, albo przynajmniej usuwania z niego grafitu. Świadczyło o tym czarne zabarwianie lodu.

W trakcie badań w temperaturze 5°C na powierzchni tarcia kondensowała się para wodna, która mieszając się z grafitem i olejem tworzyła mieszaninę smarującą skojarzenie. Jednak smarowanie to nie było wystarczające dla utrzymania współczynnika tarcia na poziomie jak przy ujemnych temperaturach. Budowa stanowiska zabezpieczająca przed uszkodzeniem przy wzroście sił tarcia powyżej założonego poziomu (wypadanie próbki) nie pozwalała na badania przy nacisku 4 MPa, dlatego zmniejszono go o połowę.

Podczas badań w temperaturze 16°C wzrósł współczynnik tarcia, co wymusiło dalszą redukcję nacisku do 1 MPa. Na powierzchni tarcia nie było już wody. Powstała mieszanina produktów zużycia, przede wszystkim żeliwa i oleju wydobytego z powłoki kompozytowej.

Podczas rozruchu zimnych maszyn tłokowych w temperaturach poniżej zera, na powierzchniach tarcia wytwarza się warstewka lodu, która bardzo szybko się odnawia. Poruszające się po gładzi pierścienie tłokowe nie są w stanie usunąć lodu. Dlatego opory tarcia nie są duże. Jeżeli temperatura w strefie tarcia zbliży się do zera, to lód zostanie zastąpiony wodą zmieszaną z olejem i produktami zużycia. Najgorszy etap rozruchu zimnej maszyny rozpoczyna się wtedy, gdy temperatura bieżni przekroczy kilkanaście stopni. W tym czasie brakuje lodu, wody i oleju, który jest nadal zbyt zimny, aby zapewnić wystarczające smarowanie

współpracujących elementów. Dlatego ten etap rozruchu sprężarek charakteryzuje się dużym zużyciem.

W przypadku silnika spalinowego, do strefy tarcia dostaje się mieszanka paliwowo-powietrzna, która powinna łagodzić skutki braku smarowania. Gdy gładź tulei cylindrowej zostanie nasączona olejem, to paliwo będzie go wypłukiwać i tworzyć z nim mieszaninę smarującą.

Możliwość wytwarzania gładzi tulei cylindrowych zawierających wbudowany olej daje anodowa powłoka tlenkowa. Wprowadzony dodatkowo metal (Ni, Cu, Sn) ogranicza zużycie pierścieni żeliwnych.

Przeprowadzone badania wykazały, że najważniejszy jest etap przejściowy od temperatur ujemnych do temperatury, w której lepkość oleju zapewnia odpowiednie smarowanie rozbryzgowe. Dla skojarzenia żeliwo/PK przedział ten rozpoczyna się powyżej 5°C. Badania wykazały istotny wpływ oleju wprowadzonego technologicznie do PK na przebieg zimnego rozruchu maszyny. Ma to szczególne znaczenie w bezobsługowych sprężarkach tłokowych, których częstotliwość załączania jest względnie duża, a czas pracy zbyt krótki do tego, aby zapewnić skuteczne smarowanie rozbryzgowe poprzez rozgrzanie oleju ciepłem sprężania.

Z przeprowadzonych badań wynikają następujące wnioski:

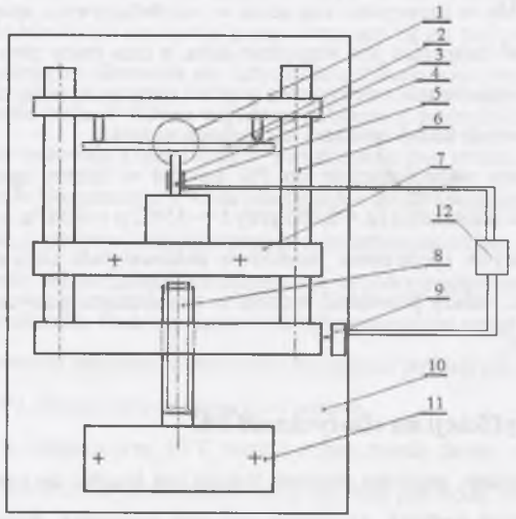
1. Olej wprowadzony technologicznie do PK łagodzi w istotny sposób tarcie podczas zimnego rozruchu skojarzenia (μ = 0,003 przy t = -15°C, p = 4 MPa, v = 1 m/s).
2. Chcąc ustalić zużycie skojarzenia: pierścienie tłokowe/gładź tulei cylindrowej podczas zimnego rozruchu, należy prowadzić badania w temperaturze powyżej 0°C i przy ograniczonej ilości oleju.

5.4. Wpływ modyfikacji na elastyczność PK

Jak już wspomniano, anodowa powłoka twarda jest krucha, co ogranicza zakres dopuszczalnych odkształceń podłoża, na którym jest ona wykonana. Wprowadzenie do APT plastycznego metalu (Ni) powinno poprawić elastyczność powłoki kompozytowej. W tym rozdziale zostaną przedstawione wyniki badań, których celem było zarówno określenie odkształceń wywołujących pękanie powłoki kompozytowej, jak i wpływu metalu modyfikującego na wartość tych odkształceń. Do wyznaczenia wykresu naprężeń w funkcji odkształceń wykorzystano stanowisko do mikrozginania znajdujące się w Uniwersytecie w Erfurcie. Stanowisko to umożliwia: obserwację zgładu zginanej próbki (powiększenie do 500 x),

rejestrację wykresu obciążenie (F) w funkcji strzałki ugięcia (f), fotografowanie powstających w powłoce pęknięć.

Badania wykonano na polerowanych jednostronnie próbkach prostopadłościennych (60 x 10 x 2). Schemat stanowiska przedstawiono na rysunku 43. Podczas pomiarów napędzane śrubą mikrometryczną (8) podpory ruchome (3) zginają próbkę (2) opartą na podporze nieruchomej (5). W ten sposób powstaje narastający bardzo wolno moment gnący. Szybkość wzrostu zależy od prędkości obrotowej śruby. Obserwowany na mikroskopie zgład znajduje się w pobliżu podpory stałej (strefa 1), na której jest przetwornik tensometryczny (4). Za pomocą rejestratora dokonuje się zapisu siły zginającej próbkę. Jeżeli w powłoce pojawiają się pęknięcia, są rejestrowane przez czujnik akustyczny, a na wykresie jest widoczny spadek wartości siły. Przemieszczanie podpór jest zatrzymywane na czas wykonania fotografii powstających pęknięć. Przerwy nie mogą być zbyt długie, ponieważ powodowałyby umocnienie materiału.

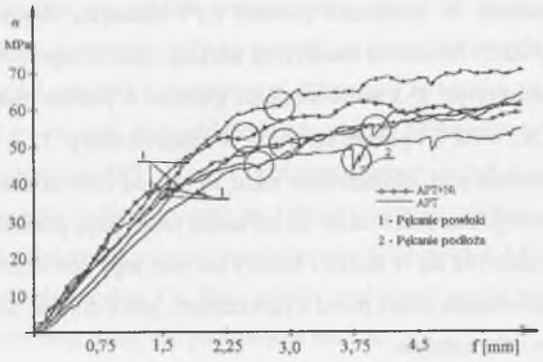


Rys. 43. Schemat stanowiska do wykonywania próby mikrozginania: 1 - pole obserwacji mikroskopowych, 2 - próbka z powłoką kompozytową, 3 - podpora ruchoma, 4 - tensometry, 5 - podpora stała, 6 - pręty ciągnąco–prowadzące, 7 - stałe pręty prowadzące, 8 - napędowa śruba mikrometryczna, 9 - czujnik przemieszczenia, 10 - podstawa 11- napęd śruby mikrometrycznej, 12 – układ pomiaru i rejestracji siły i przemieszczenia

Fig. 43. Scheme of stand for micro bending: 1 – microscope observation area, 2 – sample with composite layer, 3 - travelling bearing, 4 - strain gauges, 5 - fixed bearing, 6 - driving bars, 7 - fixed bars, 8 - driving screw, 9 - movement sensor, 11 - driving unit for screw, 12 – measurement and registration system for force and displacement

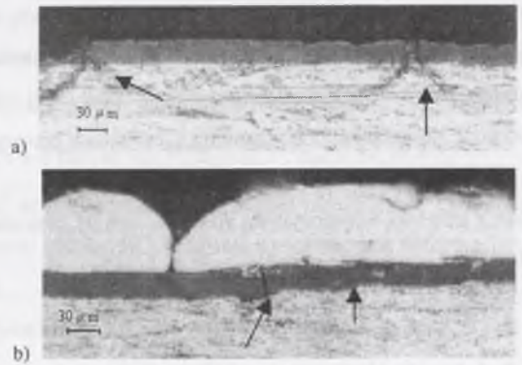
5.4.1. Wyniki próby mikrozginania

Wykresy zależności naprężeń zginających (σ) od strzałki ugięcia (f) wykonano na podstawie 10 pomiarów. Na rysunku 42 przedstawiono po trzy wykresy dla APT i powłoki kompozytowej APT+Ni. Są to dwa skrajne wykresy i trzeci zbliżony do wartości średniej.



Rys. 44. Wykres zależności naprężeń gnących (σ) w belce z powłoką od strzałki ugięcia (f)

Fig. 44. Dependence of bending stresses (σ) in the beam with composite layer on deflection (f)



Rys. 45. Obrazy zgładów poprzecznych próbek pokrytych APT (a) i APT+Ni (b) po próbie mikrozginania (a - pęknięcia powłoki APT sięgają głęboko w podłoże w kształcie odwróconej litery „v"; b - pęknięcia w APT w kształcie dużej litery „I" są hamowane przez wydzielenia niklu; punkt przyłożenia siły zginającej znajduje się na dole fotografii)

Fig. 45. Micro section views from micro bending samples covered with AHC and AHC+Ni (a – cracks in AHC achieve deep into the ground material in form of reversed letter „v"; b - cracks in AHC in form of letter "I" are inhibit trough Ni precipitates, bending force acts from the bottom of picture)

5.4.2. Omówienie wyników próby mikrozginania i wynikające z nich wnioski

Różnica wartości naprężeń dla APT i APT+Ni, przy których pojawiło się pierwsze pęknięcie, jest niewielka. APT zaczyna pękać przy około 32-35 MPa, a APT+Ni między 38-46 MPa (rys. 44). Odpowiada to strzałce ugięcia około 1,5 mm lub kątowi około 3°. Przy większych wartościach odkształceń (f ≈ 2,5 mm) pojawiają się pęknięcia rozprzestrzeniające się w materiale podłoża. W przypadku powłoki APT pęknięcia sięgają znacznie głębiej w podłoże niż przy APT+Ni, czemu towarzyszy większy spadek naprężeń (punkty 2 na wykresie). Na fotografiach (rys. 45.) widać sięgające głęboko w podłoże pęknięcia w kształcie odwróconej litery „v„ w APT i płytsze pęknięcia w kształcie litery „I" w powłoce APT+Ni. Jeżeli pęknięcie powstaje pod wydzieleniem niklu, to nie jest ono tak szerokie, jak w APT. Brzegi pęknięcia są trzymane przez nikiel, co ogranicza propagację pęknięcia w głąb materiału. Pęknięcie to rozpoczyna się w tlenku i kończy tuż pod jego powierzchnią. Jest to zaleta modyfikacji, zabezpieczająca tlenek przed wykruszaniem, jeżeli dojdzie do jego pęknięcia na skutek nadmiernego odkształcenia.

Zmierzone wartości strzałki ugięcia, przy której pojawiają się pęknięcia PK, dają informację, do jakiego stopnia można odkształcić element konstrukcyjny, na którym wytworzono powłokę bez obawy o jej uszkodzenie i intensyfikację zużycia ze względu na wykruszone kawałki tlenku glinu.

Na podstawie wyników przeprowadzonych badań można sformułować następujące wnioski:

1. Modyfikacja twardej, ale kruchej anodowej powłoki tlenkowej elastycznym niklem poprawia jej odporność na pękanie przy zginaniu i ogranicza propagację powstających pęknięć.
2. Kąt ugięcia podłoża z powłoką kompozytową APT+Ni bez jej uszkodzenia nie powinien przekroczyć granicy 3°.

6. MODEL WSPÓŁPRACY ŻELIWA Z POWŁOKĄ APT+ME

Przeprowadzone na powłokach kompozytowych przed współpracą i po pomiary profilografometryczne i obserwacje mikroskopowe oraz badania powłok APT+Me pozwoliły na zbudowanie modelu zużywania PK współpracującej z żeliwem w warunkach ograniczonego smarowania. Zachowanie się powłoki kompozytowej zależy od rodzaju przeprowadzonej modyfikacji. Przedstawiony model dotyczy powłoki otrzymanej w wyniku modyfikacji twardej - APT+Ni. Model powłoki kompozytowej otrzymanej w wyniku modyfikacji metalem miękkim różni się m. in. tym, że wydzielenia Me ulegają znacznemu odkształceniu plastycznemu i są nanoszone na APT. Wyniki przeprowadzonych badań wykazały, że powłoki otrzymywane w wyniku technologicznej modyfikacji metalem miękkim - miedzią - mają niewielką trwałość. Dlatego opracowany model dotyczy tylko powłok APT+Ni i APT+Ni+Cu modyfikowanych eksploatacyjnie Cu. Ilość miedzi osadzającej się na wydzieleniach Ni jest znikomo mała i jej wymiar może być pomijany na modelu.

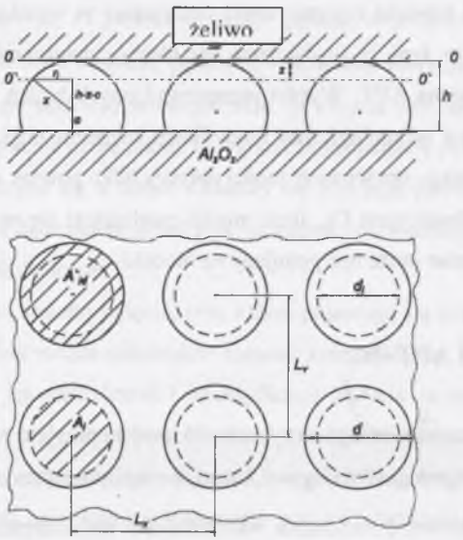
6.1. Model powłoki APT+Ni

Przy budowie przedstawionego na rysunku 46 modelu przyjęto następujące założenia:

1. Powierzchnia żeliwa jest gładka (R_a = 0,1 μm), a współpracująca z żeliwem powłoka jest chropowata, ortotropowa o rozkładzie wierzchołków niejednopunktowym (R_a = 2 μm, R_{max} = 11,8 μm, r = 8 μm, α_1 =3,7°, α_2 =-3,1°, $n_{(0)}$ = 54, m = 52).
2. Styk powierzchni współpracujących elementów następuje po zagłębieniu się wierzchołków PK (po przyłożeniu obciążenia) w żeliwo z możliwością deformacji sprężysto-plastycznej wydzieleń niklu.
3. Powłoka jest dwuelementowa, tj. składa się z podłoża, którym jest APT i sferycznych wydzieleń niklu wystających z podłoża na wysokość (h) od 3 do 12 μm (h ≈2/3d). Wydzielenia te mają średnicę w przedziale od 6 do 18 μm ($d_{śr}$ = 12). Parametry chropowatości tlenku: R_a = 0,7 μm, σ_{R_a} = 0,05, R_{max} = 4,9, n(0) = 55, m = 64, r = 10 μm, α_1 =1,1°, α_2 =-1,2°.
4. Stopień zakrycia powierzchni tlenku niklem wynosi średnio 50% (W_z = 0,5)
5. Powłoka kompozytowa jest nasycona środkiem smarnym wypełniającym niezapełnione niklem pory i wady tlenku.

6. Współpraca ślizgowa odbywa się w warunkach ograniczonego smarowania. Ograniczenie to polega na podawaniu dawki oleju m = 2 mg/cm^2 co 30 minut.
7. W styku występuje tylko zużycie ścierne.
8. Pomiarowy układ współrzędnych jest związany powierzchnią żeliwa (linia 0-0).

Model skojarzenia żeliwo/PK przedstawiono na rysunku 46, a w jego lokalny fragment potrzebny do obliczenia naprężeń i odkształceń metodą elementów skończonych na rysunkach 47 i 48, przedstawiających te naprężenia i odkształcenia.



Rys. 46. Model współpracy skojarzenia żeliwo/PK: c - odległość środka wydzielenia od podłoża, h - wysokość wydzielenia, z - zużycie liniowe wydzielenia, d - średnia średnica wydzielenia, d_i - średnia średnica zużycia wydzielenia, A'_{Ni} - pole powierzchni wydzielenia, A_i - pole powierzchni zużycia na wydzieleniu

Fig. 46. Model of CI/CL pairing: c - distance between middle of the ground, h - precipitate highness, z - linear wear of precipitate, d - average diameter of the worn part of precipitate, A'_{Ni} - area of precipitate, A_i - area of the worn part of precipitate

Chcąc określić stan powłoki kompozytowej w czasie jej docierania należy wyznaczyć następujące parametry:

- wartość bezwzględnego zużycia wydzielenia (z) lub zużycia względnego (ε= z/h) w zależności od średniej średnicy wydzielenia przed współpracą (d) i od średniej średnicy powierzchni zużycia wydzieleń (di); z = f(d_i) i ε = f(d_i);

- nominalną powierzchnię styku żeliwa z niklem (A_r) - decydującą o rzeczywistej powierzchni styku skojarzenia - w zależności od średniej średnicy powierzchni zużycia wydzieleń (di) lub od zużycia wysokości wydzielenia (z); Ar = f(d_i), A_r = f(z).

W tym celu posłużymy się podanymi w tabeli 13 zależnościami geometrycznymi wynikającymi z przyjętego modelu.

Tabela 13

Zestawienie wzorów do wyznaczania nominalnej powierzchni styku (A_r) i zużycia z metalu modyfikującego w PK

Rodzaj funkcji	Postać funkcji	
	ogólna	dla modelu PK
A_w = f(d_i)		$A_r = 3{,}47 \times 10^{-1} \cdot A_n \cdot d_i^2$
A_r = f(z)	$A_r = \frac{W_Z A_N}{d^2}(2\sqrt{z(d-1)})^2$	$A_r = 0{,}1388 \cdot A_n \cdot z \cdot (d-1)$
z = f(d_i)		$z = \frac{4d - \sqrt{16(d^2 - d_i^2)}}{8}$
ε = f(d_i)		$\varepsilon = \frac{3(d - \sqrt{d^2 - d_i^2})}{4d}$

6.2. Eksperymentalna weryfikacja przyjętego modelu

Weryfikacji przyjętego modelu dokonano przy użyciu programu do analizy obrazu Visilog oraz za pomocą profilografowania. Powierzchnie PK przed i po współpracy ślizgowej z żeliwem poddano obserwacjom mikroskopowym i analizie wybranych cech stereologicznych. Uzyskane wyniki zestawiono w tabelach 14 i 15. Na podstawie pomiarów średniej średnicy powierzchni zużycia wydzieleń Ni określono ich zużycie liniowe z = 1,7 μm, dla którego wyznaczono pozostałe parametry modelu.

Chcąc określić, jaki jest wpływ cech stereologicznych powłok APT+Me na ich właściwości ślizgowe przeprowadzono badania tribologiczne i jednocześnie pomiary cech stereologicznych, zmieniającej się pod wpływem tarcia geometrii warstwy wierzchniej. Mierzono średnicę (d) i stopień zakrycia tlenku niklem (W_Z) - w stereologii nazywany udziałem objętościowym V_V - przed współpracą, po 5 i po 10 godzinach współpracy. Wyniki zestawiono w tabeli 15. Średnicę zastępczą d_z wyliczono rachunkowo ze zmierzonej powierzchni starcia

niklu przy założeniu stałej, wyznaczonej przed współpracą, ilości wydzieleń, tj. bez uwzględnienia połączeń odkształconych wydzieleń.

Tabela 14

Porównanie wyników modelu teoretycznego z wynikami analizy programem Visilog

Lp.	Parametr	Model	Visilog	Lp.	Parametr	Model	Visilog
1	A_n [µm²]	1000000	1174164	9	$\overline{d}$ [µm]	12,0	15,2
2	$\overline{A}_{Ni}$ [µm²]	113	182	10	$\sigma(\overline{d})$	-	0,81
3	$\sigma(\overline{A}_{Ni})$ [µm²]	-	10	11	$\overline{A}_i$ [µm²]	54,86	70,84
4	A_{Ni} [µm²]	500025	569267	12	$\sigma(\frac{2}{(A_i)})$ [µm²]	-	1,3
5	$\overline{F}_i$	1	1,31	13	A_r [µm²]	242770	221607
6	$\sigma(Fi)$	-	0,03	14	$\overline{d}_i$ [µm]	8,36	9,5
7	W_Z/V_V	0,50	0,57	15	$\sigma(\overline{d}_i)$	-	0,57
8	N_A [1/mm²]	4425	4128	16	RPS [%]	24,2	22,16

A_n – średni wymiar pola obserwacji na którym wyznaczano parametry stereologiczne;
F_i – współczynnik kształtu wydzieleń, F = 1 dla kuli;
RPS = A_r/mm^2 x 100%;
Wz – stopień zakrycia niklem powierzchni tlenku;
Pozostałe oznaczenia wg rys. 46

Tabela 15

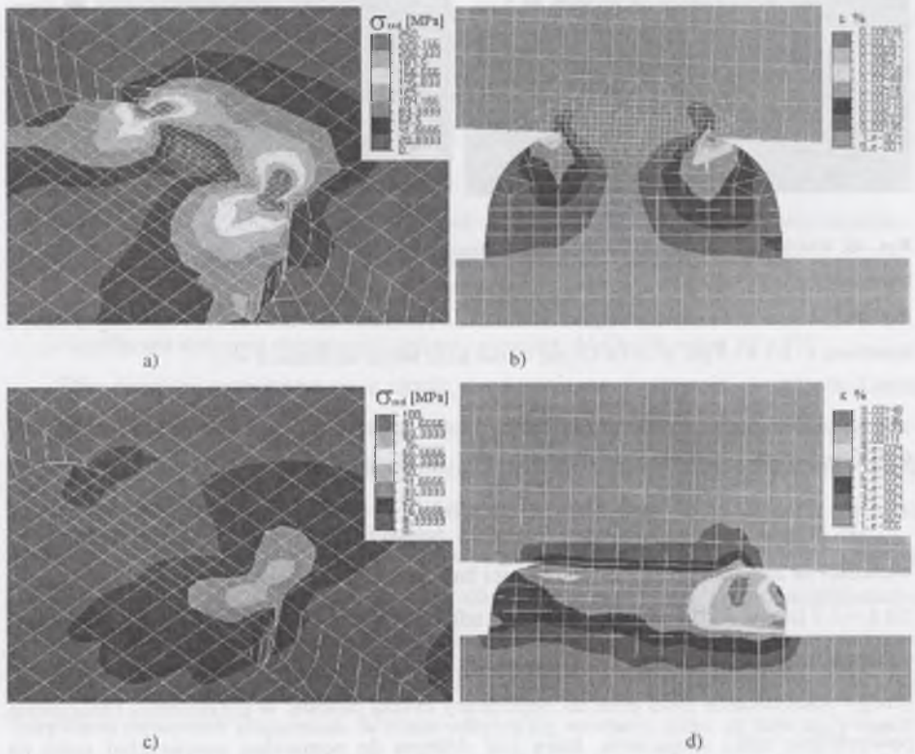
Zmiana cech stereologicznych PK na AK12+15A w trakcie współpracy ślizgowej z żeliwem

Parametr	Przed współpracą	Po 5 h współpracy		Po 10 h współpracy	
Udział powierzchniowy Ni w RPS A_A [%]	32,31	33,94	wzrost o 5%	40,73	wzrost o 26%
Liczba wydzieleń N_A [1/mm²]	12800	4430	spadek o 65,4%	2250	spadek o 82,4%
Średnia średnica wydzieleń d_{sr} [µm]	5,5	10,1	wzrost o 83,6%	14,94	wzrost o 176%
Średnica zastępcza d_z [µm]	5,5	5,8	wzrost o 5,4%	6,36	wzrost o 15,6%

6.3. Naprężenia i odkształcenia lokalne w skojarzeniu żeliwo szare/PK

W celu dokładniejszego poznania mechanizmu zużywania w strefie tarcia dokonano obliczeń lokalnego rozkładu naprężeń i odkształceń w otoczeniu wydzieleń metalu modyfikującego przy użyciu programu komputerowego Algor bazującego na metodzie elementów skończonych. Do obliczeń przyjęto te same, co przy budowie modelu teoretycznego założenia oraz następujące warunki:

- skojarzenie pracuje w silniku spalinowym o średniej pojemności 1500 cm^3, mocy 50 kW przy średnim nacisku pierścienia (żeliwo) na gładź (z powłoką kompozytową) p = 5 MPa;
- stałe materiałowe dla APT (E = $3,2x10^5$ MPa; ν = 0,22); dla Ni (E = 2,15 $x10^5$ MPa; ν = 0,31); dla żeliwa szarego (E = 1,5 x 10^5 MPa; ν = 0,3);
- naprężenia i odkształcenia liczono metodą elementów skończonych wg hipotezy Hubera.

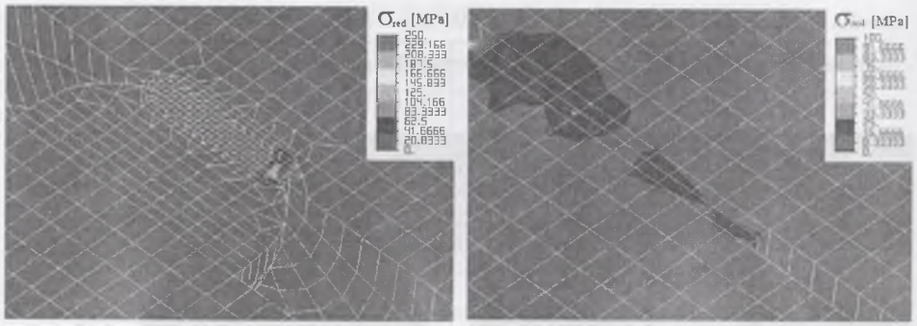


Rys. 47. Obrazy rozkładu naprężeń zastępczych (a i c) i odkształceń (b i d) w otoczeniu wydzielenia niklu wyznaczonych MES zgodnie z hipotezą Hubera (a i b - na początku współpracy, z = 0,2 µm; c i d - po zużyciu z = 1,5 µm wysokości wydzielenia; tarcie technicznie suche; µ = 1,3)

Fig. 47. Distribution of reduced stresses (a, c) and strains (b, d) in neighborhood of nickel precipitate determined by FEM according to Huber's hypothesis (a and b - at the beginning of sliding by z = 0,2 µm, c and d - after wear of precipitate highness z = 1,5 µm; friction in air; µ = 1,3)

Obliczenia przeprowadzono dla początku współpracy (z = 0,2 µm) i po zużyciu wydzielenia Ni na jego wysokości z = 1,5 µm, w warunkach całkowitego braku smarowania

(μ = 1,3) i przy ograniczonym smarowaniu (μ = 0,1). Uzyskane wyniki przedstawiono na rys. 47 i 48.



Rys. 48. Widok rozkładu naprężeń zastępczych w otoczeniu wydzielenia niklu wyznaczonych MES zgodnie z hipotezą Hubera: a - po zużyciu z = 1,5 μm; b - po zużyciu z = 6 μm; ograniczone smarowanie μ = 0,1

Fig. 48. Distribution of reduced in neighborhood of nickel precipitate determined by FEM according to Huber's hypothesis: a - at z = 1,5 μm, b - at z = 1,5 μm; friction under limited lubrication μ = 0,1

6.4. Omówienie wyników

Do prognozowania trwałości skojarzenia żeliwo/PK wykonano pomiary niezbędnych wielkości na zarysach profilu chropowatości badanych próbek. Uzyskane wartości przy zużyciu z = 1,7 μm (d_i = 10,4 μm; σ_d = 0,74) nie odbiegają znacznie od wyznaczonej analizatorem obrazu Visilog (d = 9,5 μm). Przy założeniu gładkiej powierzchni żeliwa i sprężysto-plastycznego odkształcenia niklu podczas współpracy można określić w przybliżeniu rzeczywistą powierzchnię styku skojarzenia, która jest zbliżona do nominalnej powierzchni styku na zużytych powierzchniach Ni. Dla badanych próbek wynosi ona około 22,16% (przy 24,2% z modelu) nominalnej powierzchni styku (NPS). Tak duża RPS wpływa również na to, że skojarzenie żeliwo/PK charakteryzuje się niskim współczynnikiem tarcia przy ograniczonym smarowaniu.

Dysponując narzędziem pomiarowym w postaci programu Visilog i opracowanymi zależnościami, można w prosty sposób określić zużycie liniowe wydzieleń do czasu ich całkowitego starcia. Wystarczy wyznaczyć W_Z, A_i i d_i, a zużycie „z" określimy z otrzymanej zależności. Dotychczas określano je dwoma metodami, tj. profilografometrem z wykorzystaniem bazy niepracującej lub długościomierzem Abbego. Nie w każdej sytuacji da się

zastosować wymienione metody. Dlatego wykorzystanie analizatora obrazu poszerza możliwości badawcze.

Chcąc stosować analizator, należy wykonać badania na określonej liczbie replikacji. Przy opracowaniu modelu teoretycznego posłużono się zależnościami h = 2/3d i c = 1/6d. Otrzymano je na podstawie wyników badań skończonej liczby konkretnych próbek. Zmierzono minimum po 1000 wydzieleń na każdej z 10 próbek w metodzie mikroskopowej i po 30 pól o powierzchni od 0,25 do 1,17 mm^2 na każdej z 10 próbek z wykorzystaniem programu Visilog.

Uwzględniając wyniki przeprowadzonych badań można wyróżnić cztery etapy we współpracy wytworzonej na stopie aluminium lub na AlMC powłoki kompozytowej APT+Me z żeliwem, tj.:

- docieranie pary: żeliwo - nikiel lub żeliwo - mozaika Cu+Ni przy metaloplaterowaniu,
- współpraca podstawowa pary: żeliwo - nikiel lub żeliwo - mozaika Cu+Ni,
- współpraca podstawowa skojarzenia: żeliwo - mozaika: nikiel + tlenek aluminium +FZ,
- współpraca końcowa skojarzenia: żeliwo - mozaika: Al_2O_3+Ni +stop Al + FZ.

Etap pierwszy rozpoczyna się z chwilą przyłożenia do skojarzenia obciążenia. Cechą charakterystyczną tego etapu jest mała rzeczywista powierzchnia styku, głównie na wierzchołkach wydzieleń niklu o dużych wymiarach. Towarzyszą temu duże naprężenia w niklu (σ_z = 250 MPa dla μ = 1,3 i σ_z = 160 MPa dla μ = 0,1 przy Re = 92 MPa dla niklu elektrolitycznego) powodujące ich odkształcenia plastyczne (ε = 0.84%, rys. 47b) i naciski mogące spowodować spękanie tlenku wokół obciążonych wydzieleń. Prawdopodobieństwo kontaktu żeliwo - tlenek aluminium zbliżone jest do zera, ponieważ R_{max} tlenku wynosi 5 μm, a maksymalna wysokość wydzieleń 12 μm. Zapewnia to wielokrotnie mniejszą intensywność zużywania elementów skojarzenia. Ścinanie odbywa się wewnątrz niklu, co daje mały współczynnik tarcia. Gdyby żeliwo współpracowało z tlenkiem, to intensywność zużywania byłaby duża. Tlenek skrawałby żeliwo, ulegając przy tym spękaniu. Maksymalne wierzchołki nierówności kruchego tlenku byłyby wyłamywane. Dzięki obecności czasz niklowych, na tym etapie współpracy unika się kontaktu żeliwo - APT. Ponieważ nikiel jest bardziej plastyczny niż tlenek, nie pęka i nie wykrusza się zabezpieczając dodatkowo tlenek przed wykruszaniem, np. gdy pęknięcie przebiega pod wydzieleniem Ni. Owalny kształt wydzieleń, odkształcenia plastyczne i zużywanie ścierne zapewniają, po krótkim czasie współpracy, znaczny wzrost rzeczywistej powierzchni styku, a przestrzenie między czaszami stanowią magazyn środka smarnego, produktów zużycia i zanieczyszczeń. W miejscach styku żeliwa z niklem jest wyższa temperatura, co powoduje samoczynną migrację środka smarnego do tych miejsc

obniżając opory tarcia. Na tych właśnie miejscach osadza się miedź, gdy w oleju jest dodatek metaloplaterujący.

Po określonym czasie współpracy i zużyciu wydzieleń Ni (z=1,5 μm) następuje spadek naprężeń zastępczych poniżej granicy plastyczności niklu (rys. 47c) i zanik odkształceń plastycznych tych wydzieleń. W skojarzeniu dominuje zużywanie ścierne, usuwające skutki odkształceń plastycznych niklu. Żeliwo też jest zużywane, a produkty zużywania mieszają się z osadzaną miedzią. Następstwem tego jest stabilizacja warunków współpracy, o czym świadczą: stała intensywność zużywania, niezmienna wartość współczynnika tarcia (0,05) i temperatura w pobliżu strefy tarcia. Etap docierania pary żeliwo/nikiel w PK kończy się i zaczyna współpraca podstawowa charakteryzująca się stałością ww. czynników.

Czas drugiego etapu zależy od wymiarów i twardości wydzieleń, od intensywności zużywania powłoki kompozytowej i R_{max} tlenku. W przeprowadzonych badaniach PK wytworzonej na stopie PA2 uzyskano średnią wartość intensywności zużywania I_w = 0,2 μm/900 km przy nacisku p = 0,5 MPa, a na kompozycie AK12.15A500 wynosiła ona I_W = 3 μm/900 km przy p = 3 MPa. Przy znanej grubości powłoki i założeniu niezmiennych jej właściwości można wyznaczyć trwałość skojarzenia.

W miarę zużywania wydzieleń Ni maleje ich wysokość. Gdy jest ona porównywalna z maksymalną wysokością nierówności tlenku (4,9 μm), to dochodzi do sporadycznych kontaktów żeliwo - APT. Przy dużej rzeczywistej powierzchni styku naciski jednostkowe są mniejsze niż na początku współpracy i dlatego kontakt żeliwo - tlenek aluminium jest znacznie łagodniejszy. Po zużyciu około 1/4 wysokości wydzieleń naprężenia zastępcze zbliżają się do granicy plastyczności niklu (σ_r < 100 MPa dla μ = 1,3 przy R_e = 92 MPa). Biorące udział w tarciu, twarde występy tlenku zwiększają intensywność zużywania żeliwa, ulegając przy tym także ścieraniu. Możliwe są złamania pojedynczych występów Al_2O_3 i inkludowanie ich w miękkim żeliwie. Efektem tego jest zużywanie ścierne wydzieleń niklu. Rzeczywistą powierzchnię styku (RPS) stanowi mozaika złożona z wydzieleń niklu i występów tlenku. Udział APT w rzeczywistej powierzchni styku zwiększa zarówno wytrzymałość na ścinanie, jak wypadkową twardość powierzchni kontaktu, co zmniejsza jej deformacje sprężysto-plastyczne i zwiększa odporność na zużycie ścierne. Wzrost wytrzymałości na ścinanie w strefie tarcia jest kompensowany przez wzrost twardości i spadek chropowatości. Pierwszy człon równania Ernsta i Merchanta pozostaje prawie nie zmieniony, przy niewielkim spadku tangensa kąta pochylenia wierzchołków nierówności. W miarę zużywania wydzieleń niklu maleje pojemność zasobników środka smarnego i zanieczyszczeń. Dlatego współczynnik tarcia zmienia się nieznacznie.

Jeżeli powłoka APT+Ni jest wytworzona na stopie zawierającym fazę zbrojącą, to strefa tarcia zostanie wzbogacona dodatkowo o materiał FZ. Obecność cząstek ceramicznych w APT zwiększa jej porowatość, dlatego mimo wzrostu wytrzymałości na ścinanie, nie wzrasta współczynnik tarcia, ponieważ porowata powłoka sorbuje olej.

Pod koniec omawianego etapu współpracy - po zużyciu wydzieleń niklu - zmienią się proporcje w ilości tlenku i niklu w rzeczywistej powierzchni styku. Znacznie zmaleje udział niklu, a zwiększy się do maksimum - tlenku aluminium i cząstek fazy zbrojącej. Nikiel pozostanie tylko w porach i nieciągłościach Al_2O_3. Ograniczy to zjawisko osadzania Cu w przypadku smarowania olejem z dodatkami metaloplaterującymi. Makropory będące zasobnikami na zanieczyszczenia znikną całkowicie, a na olej ograniczą się do pojemności porów nie wypełnionych metalem modyfikującym, makroporów i wad powłoki. Intensywność zużywania PK będzie zależeć tylko od odporności na zużycie powłoki tlenkowej i fazy zbrojącej. Jeżeli grubość pozostałej PK będzie porównywalna z maksymalną wysokością nierówności podłoża, na którym wytworzono tlenek, to do strefy tarcia dojdzie stop osnowy. W przypadku AlMC obecność cząstek FZ zapobiega zacieraniu występującemu przy samej osnowie. Cząstki zaczną się docierać przy niewielkich naciskach jednostkowych, dlatego ich obecność nie powinna intensyfikować zużywania skojarzenia. Naprężenia zredukowane są bardzo małe (do 8 MPa, rys 46b), co ograniczy usuwanie cząstek z osnowy.

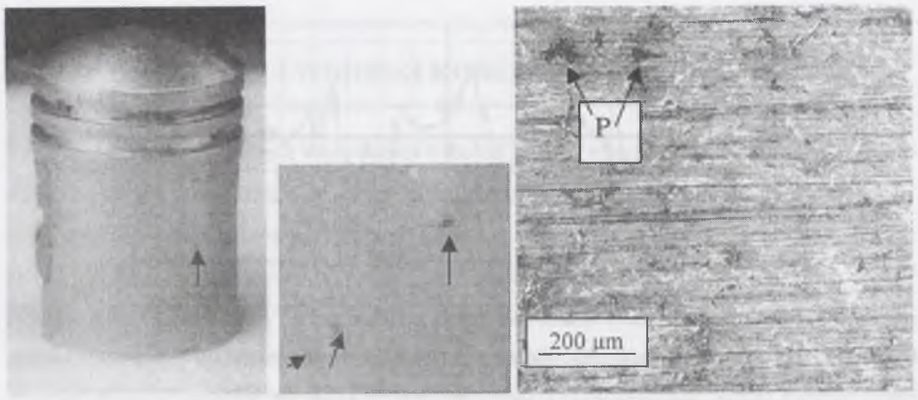
W celu zapewnienia obecności niklu w całej objętości anodowej powłoki tlenkowej opracowano [118] specjalną metodę wytwarzania powłok kompozytowych polegającą na anodowaniu z jednoczesnym niklowaniem. Dzięki tej metodzie nikiel jest rozmieszczony równomiernie w tlenku w mikroskopijnych ilościach, co zmniejsza wytrzymałość na ścinanie materiałów biorących udział w tarciu, a tym samym obniża współczynnik tarcia. Obraz SEM i wyniki analiz jakościowych ze zgładu poprzecznego takiej powłoki przedstawiono na rysunku 20e. Obszar występowania niklu pokrywa się z anodową powłoką tlenkową.

7. ASPEKT UTYLITARNY I PERSPEKTYWICZNY BADAŃ

W celu sprawdzenia przydatności badanych powłok APT+Ni na maszyny tłokowe wykonano badania używając dwusuwowego silnika spalinowego małej mocy Romet 23 o pojemności skokowej 50 cm^3. Powłokę wytworzono na tulei cylindrowej wykonanej ze stopu AlMg2. Z powłoką współpracował fabryczny tłok z pierścieniami żeliwnymi. Silnik docierano mechanicznie przez 20 godzin, zasilając go z zewnętrznego źródła energii. Po dotarciu wykonano 25-godzinne badania stanowiskowe. Na powierzchni tulei po współpracy zaobserwowano drobne rysy w okolicy kanałów dolotowych i wylotowych (rys. 50a) spowodowane uszkadzaniem powłoki przez rozprężające się pierścienie. Na powierzchni roboczej pierścieni i na płaszczu tłoka również powstały drobne rysy. Wymagało to zmiany konstrukcji tulei polegającej na umieszczeniu wspornika w środku kanałów. W tym rozwiązaniu krawędzie już nie były niszczone. Powierzchnia tulei gładzi cylindrowej po współpracy była lekko błyszcząca od strony docisku tłoka do gładzi (R_a = 0,25 μm, R_{max} = 1,2 μm). Na powierzchni pozostały części wydzieleń niklu o wysokości do 2 μm. Fragment profilu chropowatości bieżni tulei po współpracy pokazano na rysunku 51. Porównując pracę silnika z badaną i fabryczną tuleją nie zauważono istotnych różnic.

W celu sprawdzenia przydatności materiałów kompozytowych typu AlMC na elementy maszyn tłokowych wykonano tłoki z kompozytów AK12.15A500 i W6A.22A i przebadano je w silniku z tuleją fabryczną. Po 25 godzinach pracy na powierzchni tłoków zauważono niewielkie ślady docierania.

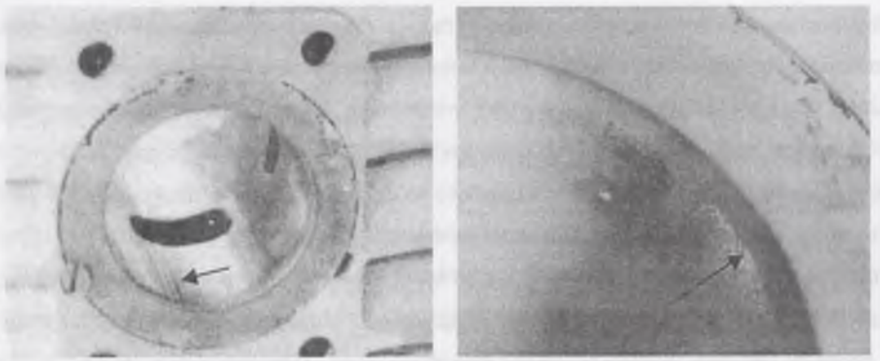
Istotnym problemem przy wykonywaniu próbek i tłoków z badanych kompozytów jest obróbka skrawaniem i konieczność stosowania specjalnych narzędzi. Znacznie prostsza jest obróbka części wykonanych z odlewów warstwowych, w których FZ jest tylko w strefie przypowierzchniowej. W przypadku wykonywania tłoków należy uzyskać metodą odlewania warstwowego półwyrób, a następnie poddać go odpowiedniemu prasowaniu w celu ograniczenia porowatości. Dopiero taki element można obrabiać skrawaniem. Na powierzchniach wykonanych tłoków po obróbce skrawaniem były widoczne nieliczne, drobne kraterki, rys. 49b.



a) b) c)

Rys. 49. Widok tłoka wykonanego z kompozytu W6A.22A: a) przed współpracą; b) powiększenie fragmentu płaszcza z porami technologicznymi - trzy czarne punkty, c) po współpracy z widocznymi śladami obróbki skrawaniem (w postaci linii równoległych do osi sworznia) i niewielkimi rysami i śladami docierania, fotografia z miejsca w pobliżu porów (P)

Fig. 49. View from piston made from composite W6A.22A: a before running, b) magnificated fragment of skirt containing technological pores - three black points, c) after running, machining traces (in form of lines parallel to axis of pivot), small scratches and grinding-in traces to see, the picture from place near pores (P)



a) drobne rysy na gładzi wzdłuż otworu dolotowego powstałe po wykruszeniu powłoki przez pierścienie; powierzchnia dotarta błyszcząca

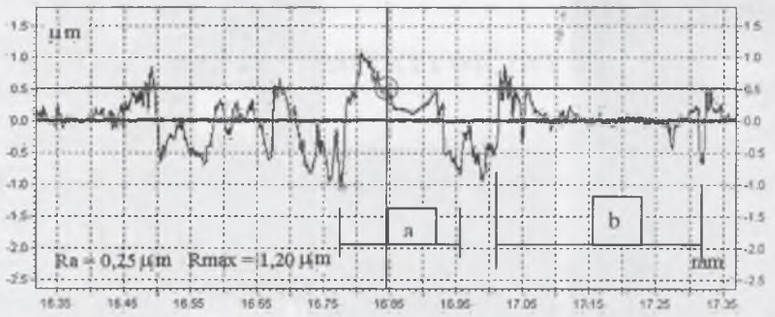
a) there are small scratches on liner along the inlet channel caused by spalling of layer through rings

b) widok tulei - po badaniach - od strony głowicy (górny odcinek w kształcie pierścienia), jaśniejsze punkty to częściowo zużyte wydzielenia niklu

b) view of liner - after running - from the top (upper part in a ring form), brighter points are partial worn nickel precipitate

Rys. 50. Widok tulei cylindrowej z powłoką kompozytową typu APT+Ni silnika ROMET po pracy w silniku

Fig. 50. View of cylinder liner covered with AHC+Ni for ROMET engine after running



Rys. 51. Profil chropowatości gładzi tulei cylindrowej z powłoką kompozytową APT+Ni po pracy w silniku; częściowo zużyte pojedyncze wydzielenie niklu (a) i konglomerat kilku wydzieleń (b)

Fig. 51. Roughness profile from the cylinder liner covered with AHC+Ni after running; there are partial worn separate nickel precipitate (a) and conglomerate of few precipitates (b)

Istotnym zagadnieniem poznawczym, które należy zbadać, są podstawy fizykochemiczne technologii wytwarzania i właściwości tribologiczne nowej generacji materiałów kompozytowych typu AlMC, w którym fazą zbrojącą jest węgiel szklisty. Kompozyt ten opracowano we współpracy autora tej pracy z zespołem Śleziony z Politechniki Śląskiej [120]. Przy doborze materiału zbrojącego wykorzystano podstawy kształtowania właściwości tribologicznych stref przypowierzchniowych opracowane w ramach tej pracy. W części teoretycznej pracy podano, że przyczyną zbyt dużego zużycia partnera współpracującego z materiałami typu AlMC jest niewłaściwy stan ich warstwy wierzchniej. W strefie tarcia brakuje materiału o małej odporności na ścinanie (τ). Używane do zbrojenia ceramiczne cząstki Al_2O_3 i SiC mają dużą twardość, ale i dużą wytrzymałość na ścinanie. Używane do modyfikacji grafit i mika mają małe wartości wytrzymałości na ścinanie (dla grafitu τ = 0,20÷0,26 MPa;), ale i małą twardość (dla grafitu HV = 0,89÷1,26 MPa). Przeprowadzone badania wytworzonych na AlMC powłok kompozytowych - zawierających APT o dużej twardości i nikiel o małym τ - obniżyły znacznie zużycie partnera ślizgowego i współczynnik tarcia. Uwzględniając uzyskane wyniki dotychczasowych badań, do zbrojenia stopów aluminium wytypowano węgiel szklisty. Jest to materiał o dość dużej twardości (z badań własnych około 500 MPa, z literatury HV = 300÷330 MPa [115]) i małej wytrzymałości na ścinanie (τ = 30 MPa). Efektem zastosowania węgla szklistego jest kompozyt AK12.15WS, który daje znaczne zmniejszenie zużycia żeliwa (2 mg/50 h, rys. 28l) - stosowanego m. in. na pierścienie tłokowe - i spadek współczynnika tarcia (μ = 0,03, rys. 29l). Badania poznawcze i optymalizacyjne technologii wytwarzania pod względem tribologicznym są dalej prowadzone.

8. PODSUMOWANIE I WNIOSKI KOŃCOWE

Przeprowadzone badania właściwości tribologicznych materiałów kompozytowych typu AlMC wykazały, że dodanie fazy zbrojącej w postaci cząstek Al_2O_3 i SiC oraz włókien Al_2O_3 zmniejsza zużycie materiału osnowy, ale znacznie zwiększa zużycie współpracującego z nimi żeliwa oraz powoduje wzrost współczynnika tarcia. W przypadku zbrojenia stopu AK12 cząstkami Al_2O_3 o średnicy 50 µm zużycie żeliwa wzrosło prawie dwunastokrotnie, a współczynnik tarcia przy smarowaniu przekraczał 0,1, a nawet osiągał wartość 0,5. Wraz ze zmniejszeniem średnicy cząstek FZ maleje zużycie żeliwa i współczynnik tarcia. Ubytek masy żeliwa współpracującego z kompozytami jest większy niż z materiałem osnowy. Przyczyną takich właściwości tribologicznych materiałów kompozytowych jest niewłaściwy stan ich warstwy wierzchniej. W tarciu biorą udział materiały o dużej twardości, tj. Al_2O_3 i SiC. W strefie tarcia brakuje materiału o małej odporności na ścinanie. Wytworzenie na materiale AlMC kompozytowej powłoki zawierającej metale o małej odporności na ścinanie (Ni i Cu) zmieniło istotnie właściwości ślizgowe skojarzeń żeliwo/AlMC. Zużycie żeliwa we współpracy z kompozytem z cząstkami o średnicy d = 50 µm, pokrytym powłoką APT+Ni, zmalało trzykrotnie, a współczynnik tarcia zmalał do 0,03. Stało się to możliwe po wprowadzeniu do strefy tarcia materiału o mniejszej wytrzymałości na ścinanie oraz dzięki zdolnościom sorbcyjnym APT.

Wyniki przeprowadzonych obliczeń teoretycznych i badań laboratoryjnych potwierdziły postawioną tezę, że właściwości tribologiczne warstw wierzchnich stopów aluminium i wytworzonych na ich bazie materiałów kompozytowych można programować już na etapie ich wytwarzania poprzez odpowiedni dobór składników. Dowodem na słuszność tej tezy jest wytworzona - zgodnie z hipotezą tarcia zaproponowaną przez Bowdena i rozwiniętą przez Ernsta i Merchanta, a wynikającą z hipotezy największego naprężenia stycznego Coulomba – powłoka kompozytowa APT+Me zawierająca przynajmniej dwa składniki, tj. jeden o dużej twardości i drugi o małej wytrzymałości na ścinanie. Badania wykazały, że w warstwie wierzchniej lub powłoce ilość składnika o niskim τ nie może być zbyt duża. Najlepsze efekty tribologiczne uzyskuje się, gdy składnik ten jest naniesiony w postaci cieniutkiej, nieciągłej warstewki rozdzielającej współpracujące materiały. W badanym w ramach niniejszej pracy przypadku twardość zapewniają APT i nikiel, a małą wytrzymałość na ścinanie miedź nanoszona tarciowo z roztworów koloidalnych. Sprężysty nikiel zabezpiecza bardzo twardą, ale kruchą, sorbującą olej anodową powłokę twardą przed pękaniem i wykruszaniem, a par-

mera przed nadmiernym zużywaniem. Roztwory koloidalne miedzi dodawane do oleju zapewniają jej stałą obecność na wierzchołkach rzeczywistej powierzchni styku obniżając opory tarcia i zużycie. Ciepło generowane tarciem powoduje wzrost temperatury zamkniętych pomiędzy żeliwem i wydzieleniami Ni mikroobjętości Cu, co obniża w istotny sposób ich wytrzymałość na ścinanie i przyspiesza utlenianie, a tym samym redukuje opory tarcia. Dodatkowo źle przewodzący ciepło tlenek przyczynia się do wzrostu temperatury warstewek miedzi.

Zbyt duże ilości miedzi zwiększają współczynnik tarcia, ponieważ wypadkowa twardość rzeczywistej powierzchni styku jest superpozycją twardości składników RPS. Większe ilości Cu obniżają twardość, przy mniejszym spadku wytrzymałości na ścinanie ze względu na podgrzewanie większych objętości przy tej samej ilości ciepła generowanego tarciem.

Technologiczne osadzanie miedzi daje powłoki o niewielkiej trwałości, ponieważ jest ona szybko usuwana poza strefę tarcia, bez możliwości odtworzenia. Dlatego należy stosować zawierające koloidalne zawiesiny miedzi, metaloplaterujące dodatki do olejów. Z przeprowadzonych badań wynika, że istotną poprawę właściwości ślizgowych uzyskuje się przy stężeniu dodatku powyżej 1% wagowo.

Podczas współpracy skojarzenia żeliwo/PK nie dochodzi do trwałych sczepień adhezyjnych żeliwa z miedzią, o czym świadczą wykonane sondą rentgenograficzną mikroskopu skaningowego analizy jakościowe na powierzchni żeliwa po tarciu. Stwierdzono tylko niewielkie skupiska Cu w wadach powierzchni po tarciu. Brak trwałych sczepień Cu/żeliwo daje się wytłumaczyć za pomocą zaproponowanego przez Rowinskiego [111] parametru określającego siły wiązania metalicznego, tj. właściwej pojemności energetycznej (w_p) określonej jako iloraz atomowej pojemności energetycznej i objętości atomowej. Według Rowinskiego, możliwość uzyskania trwałego złącza Cu z innymi metalami jest tym mniejsza im większa jest różnica wartości właściwej pojemności energetycznej. Wynika to z faktu „dostarczania porcji energii potrzebnej do uzyskania wiązania metalicznego podczas plastycznego, lokalnego odkształcenia dwóch różnych metali w celu uzyskania złącza w stanie stałym" [112]. Połączenia Cu z Fe ($\Delta w_p = 550$) i Cu z Ni ($\Delta w_p = 500$) są jeszcze możliwe. Graniczna wartość Δw_p, przy której brak jest połączenia, wynosi 600. Dobre połączenia uzyskuje się przy $\Delta w_p < 400$. Według danych z literatury poświęconej łączeniu metali w stanie stałym, do zainicjowania trwałych mostków sczepień żelaza, stanowiącego podstawowy składnik żeliwa, wymagane są naciski co najmniej kilkunastu gigapaskali (18,5 GPa dla sczepiania Fe/Al; 28.3 do 28,5 GPa dla Fe/Cu, 41,67 GPa dla Fe/Ni [111, 112]. Tak duże naciski lokalne mogłyby występować jedynie w początkowym kontakcie powierzchni o bardzo dużych występach nierówności.

Brak istotnych sczepień adhezyjnych pomiędzy żeliwem a Cu czy Ni może potwierdzać częściowo słuszność mechanicznego modelu współpracy Kima i Suha [116, 117], wg których adhezja nie odgrywa zbyt istotnej roli przy współpracy ciał o dużej twardości i małej chropowatości, tj. po wyeliminowaniu oddziaływań mechanicznych. W przypadku badanych skojarzeń mamy do czynienia z bardzo dużą twardością materiałów ceramicznych Al_2O_3, SiC i APT oraz ich małą chropowatością po dotarciu. Powierzchnia żeliwa po współpracy z PK badana mikroskopem AFM wykazała nanochropowatość Ra < 8 nm, a R_{max} 36 nm (rys. 19).

Przeprowadzone badania wykazały, że zastosowanie dwusiarczku molibdenu jako dodatku platerującego obniża współczynnik tarcia, ale intensyfikuje nieznacznie zużycie żeliwa. MoS_2 nie osadza się podczas współpracy ślizgowej na biorących udział w tarciu powierzchniach wydzieleń Ni. Stwierdzono tylko niewielkie ilości MoS_2 w defektach APT.

Interesującą z technologicznego i tribologicznego punktu widzenia metodą kształtowania właściwości warstwy wierzchniej przeznaczonych na skojarzenia ślizgowe stopów aluminium jest dodanie węgla szklistego. Na podstawie przeprowadzonych badań można stwierdzić, że dzięki małej wytrzymałości na ścinanie ($\tau = 30$ MPa) i względnie dużej twardości (do 50 HV) tego materiału znacznie spada zużycie współpracującego z nim żeliwa i maleje współczynnik tarcia. Na powierzchni żeliwa nie widać prawie śladów mikroskrawania, co występuje na powierzchni żeliwa szarego po współpracy z Al_2O_3.

Analiza wyników z przeprowadzonych w ramach niniejszej pracy badań pozwala sformułować następujące wnioski końcowe:

1. Stosując opracowany model kompozytowej warstwy wierzchniej - oparty na hipotezie tarcia zaproponowanej przez Bowdena, rozwiniętej przez Ernsta i Merchanta - można programować, na etapie wytwarzania i poprawiać na etapie eksploatacji, właściwości ślizgowe części maszyn wykonanych ze stopów aluminium i wytworzonych na ich bazie materiałów kompozytowych. Warunkami koniecznymi do tego są:
   - obecność w technologicznej WW przynajmniej dwóch składników, tj. znacznej ilości materiału o dużej twardości (APT) i niewielkiej ilości materiału o małej wytrzymałości na ścinanie (Ni, Cu),
   - obecność w środku smarnym miedzi w postaci ułatwiającej platerowanie tarciowe.
2. Opracowane funkcje konstytuowania i eksploatacji dla skojarzeń ślizgowych żeliwo/powłoka kompozytowa pozwolą na prognozowanie właściwości tribologicznych części maszyn wykonanych ze stopów aluminium i kompozytów AlMC.
3. Budowa warstwy wierzchniej znajdujących coraz szersze zastosowanie w budowie maszyn materiałów kompozytowych typu AlMC zwiększa ich odporność na zużycie, ale powoduje

proporcjonalny do wymiarów cząstek FZ wzrost zużycia współpracującego z nimi partnera ślizgowego oraz wzrost współczynnika tarcia. Przyczyną tego jest odwrotna - w stosunku do wymagań hipotez tarcia - proporcja pomiędzy ilością materiału o dużej twardości (10÷22% udziału masowego Al_2O_3 lub SiC) i materiału o małej wytrzymałości na ścinanie (aluminium i składniki stopowe w ilości od 78÷88%).

4. Zastosowanie powłok kompozytowych APT+Ni jako warstwy wierzchniej współpracujących z żeliwem stopów zawierających ceramiczną fazę zbrojącą zmniejsza w istotny sposób zużycie skojarzenia i współczynnik tarcia ułatwiając etap docierania skojarzenia. Przyczyną tego jest - zgodna z hipotezą tarcia - budowa warstwy wierzchniej zawierającej ciągłą ilość materiału o dużej twardości (APT o grubości g>30 μm) i niewielkie ilości (stochastycznie rozrzucone sferoidy) materiału o małej odporności na ścinanie.
5. Wymiar cząstek fazy zbrojącej badanych kompozytów ma istotny wpływ na intensywność zużywania współpracującego z nimi żeliwa, na współczynnik tarcia oraz na sposób niszczenia warstwy wierzchniej samego kompozytu.
6. Technologia wykonania kompozytów przeznaczonych na skojarzenia ślizgowe ma istotny wpływ na ich właściwości tribologiczne we współpracy z żeliwem szarym w warunkach ograniczonego smarowania. Zużycie żeliwa współpracującego z kompozytami AK12.15A wytwarzanymi ciśnieniowo jest około 7 razy mniejsze (3 mg/50 h; μ = 0,055 dla AK12.15A500c) niż z odlewanymi odśrodkowo (21 mg/50 h, μ = 0,05 dla AK12.15A500).
7. Opracowane powłoki kompozytowe APT+Me mogą znaleźć zastosowanie na pokrycia gładzi tulei i płaszczy tłoków maszyn tłokowych wykonanych ze stopów aluminium i materiałów kompozytowych AlMC.
8. Chcąc uzyskać powłoki APT+Cu nadające się na skojarzenia ślizgowe należy optymalizować proces miedziowania w celu zwiększenia twardości wydzieleń Cu. Uzyskane w warunkach ograniczonego smarowania wartości współczynnika tarcia (μ = 0,015) świadczą o istotnym wpływie metalu modyfikującego i o możliwościach, jakie daje projektowanie warstw wierzchnich na podstawie mechanicznych hipotez tarcia.
9. Opracowany materiał kompozytowy nowej generacji - z 15% węgla szklistego jako zbrojenia - wykazuje najlepsze właściwości tribologiczne dzięki obecności cząstek o dużej twardości i małej wytrzymałości na ścinanie i jest kompozytem mogącym znaleźć zastosowanie po przeprowadzeniu badań optymalizacyjnych.

LITERATURA

1. Nakada M.: *Trends in engine technology and tribology.* Tribology International Vol. 27, nr 1, 1994, 3-7.
2. Neitzel B., Barth M., Matic M.: *Weight reduction of brake systems with the utilization of new aluminium material.* ABS/TCS and brake technology (SP-1018) 1994.
3. Buch F. H., Denholm M. J., Dickerson W.: *Aluminium metal matrix composite brake rotors and drums.* 14th Annual SAE Brake Colloquium, October 1996.
4. Kozaczewski W.: *Konstrukcja złożeń tłok-cylinder silników spalinowych.* WKŁ, Warszawa 1987.
5. Górny Z., Sobczak J.: *Metal matrix composites fabricated by the squeeze casting process.* Prace Instytutu Odlewnictwa Vol. 42, Kraków 1995.
6. Wacker E.: *ALUSIL - Zylinder FERROCOAT* - Kolben: K. Schmidt Coloquium 1974.
7. Shibata K., Hideaki U.: *Tribological application of MMC for reducing engine weight.* Tribology International Vol. 27 nr 1, 1994, 39-44.
8. Metal Matrix Composites, *Neue Konzepte im Leichtbau mit Metall-Keramik-Verbundwerkstoffen*, Literatura firmowa Ceram Tech AG, Plochingen 2000.
9. Hoover W. R.: *Duralcan composite driveshafts.* Literatura firmowa Duralcan USA, 2000
10. Kevorkijan V. M.: *Hot forming of an AlMMC connecting rod on an industrial scale.* Materiali in technologije. 34 (5) 219, 2000, 219-222.
11. *Tłok i cylinder/tuleja dla silnika z wewnętrznym spalaniem z wzmocnionego włóknem kompozytu z matrycą ceramiczną.* Patent RP nr 324852.
12. *Agregat sprężarkowy bezolejowy AB5/2-380.* Karta Informac. ZM POMET, Poznań 1985.
13. Polzer G. u.a.: *Reibbeschichten und selektive Übertragung.* Verlag KDT, Zwickau 1988.
14. Ostermann A. E.: *Anwendung von Verschleißschutzschichten auf Aluminium am Beispiel des Verbrennungsmotors.* Kontakt & Studium Band 99. Expert Verlag, Grafenau 1982.
15. Kawamura M., Joshida K., Aoki J.: *Running-in effect of bonded solid film lubrications on conventional oil lubrication.* ASLE Meeting, Denver Colorado, August 1978.
16. Dötzer R.: *Aluminierung aus aprotischen Elektrolyten – partielles Beschichten und Anodisieren.* VDI-Berichte nr 309, Expert Verlag, Grafenau/Würt 1978, 95-104.
17. Simon H., Thoma H.: *Angewandte Oberflächentechnik für metallische Werkstoffe.*, Carl Hanser Verlag, München 1989.
18. Abbott A. P. i inni: *Novel room temperature molten salt for aluminium electrodeposition.* Trans. IMF 77 (1), 1999, 26-28.

19. Serbiński W.: *Projektowanie niektórych właściwości warstwy wierzchniej stopów aluminium*. Materiały III Międzyn. Konferencji Naukowo - Technicznej nt. Wpływ technologii na stan warstwy wierzchniej - WW'96, T. XIV Nr 1-2, Gorzów Wlkp. – Lubniewice 1996, 390-395.
20. Posmyk A.: *Programowanie właściwości tribologicznych złącz platerowanych wybuchowo*. Tribologia nr 6 (132), 1993, 101-112.
21. Deuis R. L., Subramanian C., Yellup J. M.: *Three-body abrasive wear of composite coatings in dry and wet environments*. Wear 214, 1998, 112-130.
22. Deuis R. L., Yellup J. M., Subramanian C.: *Metal Matrix Composite Coatings by PTA Surfacing*. Comp. Science Technology 1996.
23. Białucki P.: *Wybrane właściwości warstw natryskiwanych plazmowo na podłoże aluminiowe*. Inżynieria materiałowa nr 5, 1999, 412-415.
24. Barbezat G., Wuest G.: *The potentioal of the internal plasma spray technology for the coating of cylinder bores on AlSi cast alloy*. Tribologia nr 1, 1999, 7-16.
25. Babul W., i inni: *Powłoki impulsowo - gazotermiczne*. Wydawnictwo Instytutu Technicznego Wojsk Lotniczych, Warszawa 1996.
26. Legierski Z.: *Próby zastosowania implantacji jonowej do konstytuowania warstwy wierzchniej Al_2O_3* Referat wygłoszony na Sympozjum Tribologicznym U. Śl. nt. Al_2O_3 specyficzną warstwą wierzchnią. Katowice-Jaszowiec 1983 (nie publik.).
27. Zhang H., Zhang Y. -K., Yu C. -Y.: Surface treatment of aluminium alloy by laser shock processing. Surface Engineering Vol. 15 nr 6, 1999, 454-455.
28. Posmyk A., Cybo J., Chmiela J.: *Właściwości tribologiczne stopów aluminium zawierających fazę zbrojącą*. Zagadnienia Eksploatacji Maszyn, 3(103)1995, 433-442.
29. Zeichel R. i inn.: *Molykote*. Wydawnictwo Molykote Dow Corning GmbH, München 1990.
30. Röhrle M. D.: *Ferrotherm - und faserverstärkte Kolben für Nutzfahrzeugmotoren*. Motorentechnische Zeitschrift 52 7/8, 1991, 369-370.
31. Pietrzak K., Kaczmar J. W., Włosiński W.: *Wytwarzanie, właściwości i zastosowanie materiałów kompozytowych ceramiczno-metalowych*. Kompozyty, Seminarium Polskiego Towarzystwa Materiałów Kompozytowych, Częstochowa 1996, 65-88.
32. Sobczak J.: *Metalowe materiały kompozytowe. Stan aktualny i perspektywy rozwoju*. Kompozyty, Seminarium PTMK, Częstochowa 1996, 23-64.

33. Noguchi M.: *Present and future of composite materials for automotive application in Japan*. Proceedings of the IX International Conference on Composite Materials, Woodhead Publishing Ltd, Madrid 1993, 1355-1362.
34. Poniewierski Z.: *Krystalizacja, struktura i właściwości siluminów*. WNT, Warszawa 1989.
35. Śleziona J.: *Kształtowanie właściwości kompozytów stop Al - cząsteczki ceramiczne wytwarzanych metodami odlewniczymi*. Zesz. Nauk. Politechniki Śląskiej z. 47, Gliwice 1994.
36. Arai T., Fujita H., Tachikawa H.: *Ion nitriding of aluminum and aluminum alloys*. Proceedings of International Conference on Ion Nitriding, Published by ASM International, Cleveland Ohio 1986, 15-17.
37. Reinhold B., Spies H. J., Katzer F.: *Nitrieren von Aluminiumwerkstoffen im gepulsten Plasma*. Hartereitechnische Mitteilungen, 1997, 1-6.
38. Katzer F., Reichelt S.: *Nitrieren von Aluminiumwerkstoffen in Plasma*. Schmierungstechnik 2, Berlin 1991, 36-38.
39. Stock H. R., Chen H. Y., Mayr P.: *Plasmanitrieren von Aluminiumwerkstoffen - Möglichkeiten und Grenzen eines neuen Verfahrens*. Teil 1, Aluminium 3/4 1994, 220-228.
40. Stock H. R., Chen H. Y., Mayr P.: *Plasmanitrieren von Aluminiumwerkstoffen - Möglichkeiten und Grenzen eines neuen Verfahrens*. Teil 2, Aluminium 7/8 1994, 463-471
41. Schwelling D. M. Röhrle M. D.: *Verstärkung von Aluminiumkolben durch neuartige Verbundwerkstoffe*. MT Zeitschrift 49 Heft 2, Franckh'sche Verlagshandlung Stuttgart1988.
42. Połubojarinow D. N., Popilskij R.: *Kieramika iz wysokoogniewych okisłow*. Metallurgija, Moskwa 1977.
43. Deuis R. L., Subramanian C., Yellup J. M.: *Abrasive wear of aluminium composites – a review*. WEAR 201 (1996) p. 132-144.
44. Ames W., Alpas A. T.: *Wear mechanism in hybrid composites of graphite-20 pct SiC in A356 aluminium alloy (Al-7pct Si 0,3 pct Mg*. Metallurgical and materials transactions A, 26A, No 1, 1995, 85-98.
45. Canumalla S., Dynan S. A i inni: *Mechanical behavior of Mullite fiber reinforced aluminium alloy composites*. Journal of Composite Materials, 5 Vol. 29, 1995, 653-669.
46. Parsad S. V., Rohatgi P. K.: *Tribological Properties of Al Alloy Particles Composites*. Journal of Metals, Nov. 1987, 22-28.
47. Gibson P. R., Clegg A. J., Das A. A.: *Wear of Cast Al-Si Alloys Containing Graphite*. Wear Vol. 95 1984, 193-199.

48. Gawroński J., Cholewa M., Szajnar J.: *Kompozyty aluminium - grafit przeznaczone na łożyska ślizgowe.*

49. Cholewa M.: *Dyspersyjne odlewnicze kompozyty aluminiowo-grafitowe.* Praca doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice 1992.

50. Wang K. Y., Sheng L i inni:. *Effects of additives in electrolyte on characteristics of ceramic coatings formed by microarc oxidation.* Surface Engineering Vol. 15 No. 2, 1999, 109-111.

51. Wang K. Y., Sheng L. i inni: *Study of ceramic coatings formed by microarc oxidation on Al matrix composite surface.* Surface Engineering Vol. 15 No. 2,1999, 112-114.

52. *Mauguiere compresseurs.* Karta informacyjna firmy Mauquiere, Francja, Belfont 1982

53. Wistuba H.,Wołek M.: *Transient states of tribological properties of the PTFE-aluminium oxide couple.* Tribologia e Lubrificazione Anno XVIII, Agosto, 1983, 77-83.

54. Scott D.: Automotive Engineering 84 (1976), 10-14.

55. Junbin Yao, Junxiu Dong, Rengen Xiong: *Antiwear synergism of borates and copper oleate.* Lubrication Engineering Vol. 50, 9, 1995, 695-698.

56.Thiessen K. P.: *Triboelektrochemische Lokalelektrolyse als wesentlicher Teilmechanismus der selektiven Übertragung und ihr Einfluss auf die Selbstorganisation.* Schmierungstechnik, No 18, Berlin 1987, 79-80.

57. Wołkowa M. S.: *Odporne na zużycie warstwy powierzchniowe zawierające miedź.* Tribologia nr 4/5 1986, 9-11.

58. Wagner P., Engler O., Lücke K.: *Formation of Cu-type shear band sand their influence on deformation and texture of rolled f.c.c. single crystals.* Acta metal. Mater. Vol 43 nr 10 1995, 3799-3812.

59. Posmyk A.: *Tribological properties of composite layers Al_2O_3+Ni in presence of metal plating media.* Tribologia nr 4, 1994, 397-403.

60. Schneider G., Siebert R.: *Zur Entwicklung ölnebel- und wartungsfrei arbeitender pneumatischer Arbeitszylinder der Leistungspneumatik.* Wissenschaftliche Zeitschriften der PH Erfurt, Reihe 17 Heft 2 Erfurt 1982, 104-114.

61. Reipert P., Zammert W.U.: *Anrißverzögernde Wirkung hartanodischer Schichten auf thermisch hochbelasteten Nutzfahrzeugdieselkolben.* VDI Berichte Reihe 1 Nr. 105, VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1983.

62. Hübner W., Speißer C.-Th.: *Die Praxis der anodischen Oxidation des Aluminiums.* Aluminium-Verlag, Düsseldorf 1988.

63. Xu Tao, Chen Janmin i inn.: *The pore-enlargement and self-lubrication treatment of anodic oxide film of aluminium.* Wear, Vol. 196 (1-2) 1996, 214-218.

64. Posmyk A.: *Właściwości tribologiczne modyfikowanych warstw Al_2O_3 wytworzonych elektrolitycznie na stopach aluminium.* Praca doktorska, AGH, Kraków 1988.

65. Posmyk A.: *Eigenschaften der Polyschicht Al_2O_3+Ni.* Oberflächen Werkstoffe Nr. 9, SHZ - Fachverlag AG, Zürich 1994, 8-12.

66. Legierski Z.: *Warstwy tribologiczne Al_2O_3 pokryte niklem metodą rozpylania katodowego.* Praca doktorska AGH, Kraków 1992.

67. Posmyk A., Legierski Z.: *Abriebfeste Kompositüberzüge auf ANOX - Schichten und ihr tribologisches Verhalten.* Tribologie und Schmierungstechnik 6, Hannover 1995, 324-328.

68. Posmyk A., Skoneczny W.: *Ograniczone smarowanie skojarzeń ślizgowych z powłoką kompozytową na bazie tlenku aluminium.* Tribologia nr 4, 1995, 390-398.

69. Sahin Y., Murphy S.: *Wear performance of aluminium alloy composites containing unindirectionally oriented silicon carbide coated boron fibres.* Wear Vol. 197 (1-2), 1996, 248-254.

70. McColl I. R., Harris S. J., Spurr G. J.: *Fretting wear of a fine particulate reinforced aluminium alloy matrix composite against a medium carbon steel.* Wear 19, 1996, 179-191.

71. McColl I. R., Harris S. J. i inni: *Influence of surface heat treatment on the fretting wear of an aluminium alloy reinforced with SiC particles.* Wear 203-204, 1997, 507-515.

72. Garcia-Cordovilla C., Narciso J., Louis E.: *Abrasive wear resistance of aluminium alloy/ceramic particulate composites.* Wear, Vol. 192(1-2), 1996, 170-177.

73. Hutchings I. M.: *Tribological properties of metal matrix composites. Material Science and Technology*, No 06, Vol. 10, 1994, 513-517.

74. Hutchings I. M.: *Tribology, Friction and wear of engineering materials.* Arnold Publ. London 1992.

75. Bowden F. P., Tabor D.: *Wprowadzenie do tribologii.* WNT, Warszawa 1980.

76. Kragielski I. B., Dobyczin M. N., Kombałow B. S.: *Osnowy razczietow na trenije i iznos.* Maszynostrojenije, Moskwa 1977.

77. Ernst H., Merchant M. E.: *Surface friction between metals. A basic factor in the metal cutting process.* Proc. Special Summer Conf. Friction and Surface Finish, Cambridge (Mass.) MIT Press, 1940, 76-85.

78. Wuttke W.: *Tribophysik.* Fachbuchverlag, Leipzig 1986.

79. Polzer G., Meißner F.: *Grundlagen zu Reibung und Verschleiß.* VEB Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1982.

80. Straffelini G.: *A simplified approach to the adhesive theory of friction*. Wear 249, 2001, 79-85.

81. Schaup D., Schneider J., Zum Gahr K.-H.: *Wear mechanism on multiphase ceramics during running-in period in unlubricated oscillating sliding contact*. Tribology Letters Vol. 9 No. 3-4, 2000, 125-131.

82. De Barros M. I., Vandenbulche L., Blechet J. J.: *Influence of diamond characteristics on the tribological behaviour of metals against diamond – coated Ti-6Al-4V- alloy*. Wear 249, 2001, 68-78.

83. Perrin C., Rainforth W. M.: *Work hardening behaviour at the worn surface of Al-Cu and Al-Si alloys*. Wear 203, 1997, 171-179.

84. Bernstejn M. L., Zajmowskij W. A.: *Struktura i własności mechaniczne metali*. WNT, Warszawa 1973.

85. Buch A.: *Własności mechaniczne czystych metali*. WNT, Warszawa 1967.

86. Stolte E.: *Martensitbildung in der Oberfläche Kohlenstoff haltiger Stähle als folge kurzzeitiger intensiver Gleitreibung*. Technische Mitteilungen Nr. 14, Krupp 1962

87. Barber J. R.: *The influence of thermal expansion on the friction and wear process*. Wear 12, 1967.

88. Broszeit E.: *Galvanisch und chemisch abgeschiedene Nickelschichten mit und ohne Hartstoffeinlagerungen. Verschleiß metallischer Werkstoffe und seine Verminderung durch Oberflächenschichten*. Kontakt & Studium Band 99, EXPERT Verlag, Grafenau 1982.

89. Michałowska J.: *Paliwa, oleje i smary*. WKiŁ, Warszawa 1987.

90. Garkunov D. N.: *Erhöhung der Verschleißfestigkeit auf der Grundlage der selektiven Übertragung*., VEB Verlag Technik , Berlin 1981.

91. Prokopienkow A. K.: *Methoden zur Verbesserung der Verschleißbeständigkeit von Maschinenelementen auf der Grundlage der selektiven Übertragung*. Schmierungstechnik Nr. 3, Berlin 1987, 81-84.

92. Ashcroft N. W., Mermin N. D.: *Fizyka ciała stałego*. PWN, Warszawa 1986.

93. *Poradnik galwanotechnika*. Praca zbiorowa, WNT, Warszawa 1985.

94. Posmyk A.: *Einfluss der Vernickelung auf das tribologische Verhalten der Polyschicht Al_2O_3+Ni*. Oberflächen Werkstoffe Nr. 12, SHZ - Fachverlag AG, Zürich 1994, 10-14.

95. Konopka Z.: *Tribological properties of pressure die cast SiC reinforced aluminium alloy matrix composites*. Cast Composites '95, Mat. Konf. Zakopane 18-20 Okt. 1995, 103-106.

96. Sannino A.P., Rack H.J.: *Tribological investigation of 2009 Al-20 vol.%SiCP/17-4 PH*. Part I, *Composite performance*. Wear Vol. 197 (1-2), 1996, 151-159.

97. Chen H., Alpas T.A.: *Wear of aluminium matrix composites reinforced with nickel-coated carbon fibres*. Wear, Vol. 192(1-2), 1996, 186-198.

98. Posmyk A., Cybo J.: *Reib- und Schmierverhalten verstärkter Aluminiumlegierungen*. Tribologie und Schmierungstechnik 2, Hannover 1997, 19-23.

99. Tressler R.: *Powierchnosti rozdiela w uprocznienych okislami mietallach*. Kompozycjonnyje Materiały. T. 1, Metallurgia, Moskwa 1978.

100. *Härteprüfung nach Brinell* DIN 50 351.

101. Böge A.: *Das Techniker Handbuch*. 14 Auflage, Fr. Vieweg Verlag, Braunschweig/ Wiesbaden 1995.

102. Szummer A., Ciszewski A., Radomski T.: *Badania właściwości i mikrostruktury materiałów*. Skrypt Politechniki Warszawskiej, Warszawa 2000.

103. PN –91/H-04350 Pomiary twardości metodą Brinella.

104. *Wytwarzanie i kształtowanie właściwości warstwowych odlewów kompozytowych w układzie stop aluminium - cząstki ceramiczne*, Grant nr 7 T 08D 04213, Pol. Śląska, Katowice 1998.

105. *Właściwości tribologiczne stopów aluminium zawierających fazę zbrojącą*. Grant KBN nr T07, Uniwersytet Śląski, Katowice 2001.

106. Janczak J., Rohr L., Schulz P., Degischer H. P.: *Grenzflächenuntersuchungen an Endlosfaserverstärkten Aluminiummatrix-Verbundwerkstoffen für die Raumfahrttechnik*. Oberflächen Werkstoffe, Nr. 6, 1995, 16-19.

107. Janczak J., Rohr L., Schulz P., Degischer H. P.: *Entwicklung von Endlosfaserverstärkten Aluminiummatrix-Verbundwerkstoffen für die Raumfahrttechnik*. Oberflächen Werkstoffe Nr. 5, 1995, 8-10.

108. Polański Z.: *Planowanie doświadczeń w technice*. PWN, Warszawa 1984.

109. Górecka R., Polański Z.: *Metrologia warstwy wierzchniej*. WNT, Warszawa 1983.

110. *Właściwości tribologiczne smarów i wodnych emulsji smarowych z dodatkami zawierającymi ultradyspersyjne cząsteczki Cu*. Grant KBN nr 7 S201 010 05, U. Śl. Katowice 1995.

111. Rowinskij B. M.: *O zawisimosti miechaniczeskich swoistw twierdych tiel od atomnowo wzaimodiejstwija w rieszetkie*. Izd. AN SSSR, Moskwa 1953.

112. Kowalczyk L. *Łączenie metali w stanie stałym w procesach obróbki plastycznej*. WNT, Warszawa 1988.

113. Kelley F. S.: *Pressure welding*. Welding Journal 1951, Vol. 30.

114. Nogalska A., Szweycer M.: *Analiza mechanizmu recyklingu metalowych kompozytów nasycanych*. Kompozyty 1, Częstochowa 2001, 35-38.
115. Szweycer M. *Theoretical basis of recycling of metal-matrix cast composites*. Adv. Manufact. Sci. Technol., vol. 24, nr 1, 2000, 113-122.
116 Kim D. E., Suh N. P.: *Frictional behaviour of extremely smooth and hard solids*, Wear, 162-164, 1993, 873-879.
117. Suh N. P.: *Trybophysics*, Prentice-Hull, Englewood Cliffs, New Jersey 1986.
118. Posmyk A.: *Powłoki kompozytowe APT+Me przeznaczone na skojarzenia ślizgowe*. Inżynieria Materiałowa XXI, 2000, 400-403.
119. Ostrowskij W. S., Birgiljejew J. S. i inni: *Isskustwiennyj grafit*. Izdatielstwo Metallurgija. Moskwa 1986.
120. *Sposób wytwarzania kompozytowego materiału ciernego na osnowie aluminiowej*. Zgłoszenie patentowe 2001.
121. Pytko S.: *Podstawy tribologii i techniki smarowniczej*. Skrypt AGH 1164, Kraków 1989.
122. Wachal A., Hebda M.: *Trybologia*. WNT, Warszawa 1980.
123. Pavlescu D.: *Neuere Anschauungen, Berechnungen und Anwendungen auf den Gebieten Reibung und Verschleiß*. Rum. Verlag, Bukarest 1971.
124. Rymuza Z.: *Trybologia polimerów ślizgowych*. WNT, Warszawa 1986.
125. Freitag E.: *Möglichkeiten zur Erhöhung der tribologischen Wirksamkeit ausgewählter Oberflächenstrukturen von AlMgSi1 an pneumatischen Arbeitszylinder*. Wiss. Zeit. P H Erfurt, H 2, Erfurt 1982.
126. Pytko S., Marzec S.: *Tribologia procesów skrawania metali*. Nowe ciecze chłodząco-smarujące. Wyd. Instytutu Technologii Eksploatacji, Kraków 1999.
127. Najdeker E.: *Kąpiele do chromowania galwanicznego bazujące na związkach chromu trójwartościowego*. Materiały elektrochemiczne, Warszawa 1997.
128. Burakowski T., Wierzchoń T.: *Inżynieria powierzchni*. WNT, Warszawa 1995.
129. Łunarski J. *Obróbka powierzchniowa*. Praca zbiorowa, Wyd. Polit. Rzesz., Rzeszów 1989.
130. Zielecki W.: *Modyfikowanie właściwości technologicznych i użytkowych stali wiązką laserową i elektronową*. Praca doktorska, Politechnika Rzeszowska, Rzeszów 1993.
131. DURALCAN Composites for wrought products – Property data. Katalog firmy ALCAN, USA 1993.

KSZTAŁTOWANIE WŁAŚCIWOŚCI TRIBOLOGICZNYCH WARSTW WIERZCHNICH TWORZYW NA BAZIE ALUMINIUM

Streszczenie

W pracy przedstawiono wpływ zbrojenia odlewniczych stopów glinu na właściwości tribologicznie materiałów kompozytowych (AlMC) przeznaczonych na skojarzenia ślizgowe. Dokonano klasyfikacji materiałów kompozytowych na zbrojone i modyfikowane przyjmując za kryterium klasyfikacji stosunek wytrzymałości na ścinanie materiału fazy zbrojącej (τ_p) do osnowy (τ_o). Wyznaczono podstawowe charakterystyki tribologiczne dwunastu skojarzeń ślizgowych żeliwa z kompozytami i materiałem osnowy (AK12) oraz kompozytami pokrytymi powłoką kompozytową (APT+Me). Określono wpływ średniej średnicy cząstek FZ na zużycie żeliwa i współczynnik tarcia skojarzenia. Stwierdzono znaczny spadek zużycia żeliwa wraz ze zmniejszeniem średnicy cząstek. Stwierdzono, że przyczyną zbyt dużego zużycia żeliwa jest lokalny rozkład naprężeń i odkształceń wokół tych cząstek, a przyczyną zbyt dużego współczynnika tarcia jest brak w strefie tarcia materiału o niewielkiej wytrzymałości na ścinanie. Wykorzystując hipotezę tarcia zaproponowaną przez Bowdena i rozwiniętą przez Ernsta i Merchanta, a wynikającą z hipotezy największego naprężenia stycznego Coulomba - opracowano powłokę kompozytową APT+Me zawierającą przynajmniej dwa składniki, tj. jeden o dużej twardości (anodowa powłoka tlenkowa) i drugi o małej wytrzymałości na ścinanie (nikiel). Powłoka ta zmniejszyła znacznie współczynnik tarcia i zużycie żeliwa współpracującego ślizgowo z kompozytami. Na podstawie wykonanych badań teoretycznych stwierdzono, że najmniejsze wartości współczynnika tarcia można uzyskać wytwarzając powłoki trójskładnikowe, tj. zawierające wytworzoną elektrolitycznie anodową powłokę twardą i wprowadzony w odpowiedni sposób nikiel oraz naniesioną eksploatacyjnie miedź. Powłoka ta spełnia bardzo dobrze rolę warstwy wierzchniej przeznaczonych na skojarzenia ślizgowe żeliwa ze stopami glinu i wytworzonych na ich bazie materiałów kompozytowych.

Na podstawie przeprowadzonych badań wykazano, że ilość składnika o niskim τ nie może być zbyt duża. Najlepsze efekty tribologiczne uzyskuje się, gdy składnik ten jest naniesiony w postaci cieniutkiej, nieciągłej warstewki rozdzielającej współpracujące materiały. W badanym przypadku twardość zapewniają APT i nikiel, a małą wytrzymałość na ścinanie nanoszona tarciowo z roztworów koloidalnych miedź. Elastyczny nikiel zabezpiecza bardzo

twardą, ale kruchą, sorbującą olej anodową powłokę twardą przed pękaniem i wykruszaniem, a partnera przed nadmiernym zużywaniem. Roztwory koloidalne miedzi dodawane do oleju zapewniają jej stałą obecność na wierzchołkach rzeczywistej powierzchni styku, obniżając opory tarcia i zużycie. Ciepło generowane tarciem powoduje wzrost temperatury zamkniętych pomiędzy żeliwem i wydzieleniami niklu cząstek Cu, co obniża w istotny sposób ich wytrzymałość na ścinanie i przyspiesza utlenianie, a tym samym redukuje opory tarcia. Dodatkowo źle przewodząca ciepło warstewka tlenku glinu przyczynia się do wzrostu temperatury tych cząstek miedzi.

Zbyt duże ilości miedzi zwiększają współczynnik tarcia, ponieważ wypadkowa twardość rzeczywistej powierzchni styku jest superpozycją twardości składników RPS. Wzrost zawartości Cu obniża twardość, przy mniejszym spadku wytrzymałości na ścinanie ze względu na podgrzewanie większych objętości przy tej samej ilości ciepła generowanego tarciem.

Określono wpływ parametrów technologicznych na wybrane właściwości, tj. nasiąkliwość i chropowatość powłok APT+Ni i APT+Cu. Zależności te opisano matematycznie równaniami zwanymi funkcjami konstytuowania. Wpływ parametrów wytwarzania na zużycie i współczynnik tarcia opisano funkcjami eksploatacji.

Na postawie przeprowadzonych badań zbudowano model współpracy skojarzenia ślizgowego żeliwo/PK, opracowano proste zależności pozwalające określić zużycie PK poprzez pomiar średniej średnicy powierzchni zużycia wydzieleń. Model zweryfikowano za pomocą programu do analizy obrazu Visilog i przez wyznaczenie lokalnych naprężeń i odkształceń w strefie tarcia za pomocą metody elementów skończonych.

FORMING TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF SURFACE LAYERS ON ALUMINIUM MATERIALS

Abstract

Influence of the reinforcing of cast aluminium alloys on tribological properties of composite materials (AlMC) destined for sliding pairings are presented in the paper. The composite materials were classified as either reinforced or modified and the ration of the shear strengths of the reinforcing (τ_p) and matrix (τ_o) phases was taken as the classification criterion. Basic tribological characteristics were determined for twelve pairings of the cast iron against composite materials and the matrix material. The influence of the mean particle diameter of reinforcing phase (RP) on the cast iron wear and the joint friction coefficients were also determined. It was found out that the cast iron wear significantly decreased with the decrease in the particle diameters. Local distribution of stresses and strains around the particles was the reason for too high wear of the cast iron. Lack in the friction zone of a material with low shear strength led to too high friction coefficient. In order to improve this situation a AHC+Me composite coating was elaborated basing on the friction hypothesis proposed by Bowden and developed by Ernst and Merchant that uses hypothesis of the largest Coulomb shear stress. The coating contained at least two components i.e. one of a high hardness (anodic hard coating) and second of low shear strength (nickel). Basing on the theoretical studies is was found out that the smallest values of the friction coefficient can be obtained by producing three-component coatings i.e. containing a hard anodic coating obtained by electrolytical deposition, introduced in a proper way nickel and deposited copper. This coating serves very well as a surface layer intended for gliding joints of aluminium alloys and composite materials based on these alloys.

The studies showed that the amount of the component with low τ couldn't be too high. The best tribological effects are obtained when this component is deposited in a form of a very thin, non-continuous layer between the co-operating materials. In the studied case APT and nickel provide high hardness and copper, deposited from colloidal solutions in a friction way, gives low shear stress. Elastic nickel secures from cracking and crumbling the very hard but fragile and absorbing oil hard anodic coating. It also secures the partner from too high wearing. The colloidal copper solutions added to the oil ensure the copper presence at the peaks of the real contact surface decreasing friction resistance and wear. Heat produced by

friction causes increase of temperature of the micro-volumes of copper closed between the cast iron and nickel precipitates. This significantly reduces their shear strength and increases oxidation and thus reduces friction resistance. Additionally, the layer of aluminium oxide, badly transforming heat, also contributes in copper temperature increasing.

Too high amounts of copper lead to the increase of the friction coefficient because final hardness of the real contact surface is a superposition of the RPS components' hardness. Larger amounts of copper decrease the hardness at lower decrease of shear strength due to necessity of heating of larger volumes with the same amount of heat produced by friction.

Influence of the technological parameters on chosen properties i.e. absorbability and roughness of the AHC+Ni and AHC+Cu coatings was determined. These relationships were mathematically described using equations called constituting functions. Influence of the production parameters on wear and friction coefficient was described by exploitation functions.

Basing on the carried out studies a model of co-operation of CI/CL pairing was built and simple relationships allowing determination of wear of the CL by measuring the mean diameter of worn precipitates were elaborated. The model was verified using software for image analysis Visilog and by determination of local stresses and strains in the zone of friction using the final element method.

BIBLIOTEKA GŁÓWNA
Politechniki Śląskiej
P3353/02/62
Druk: Drukarnia Gliwice, ul. Zwycięstwa 27, tel. 230 49 50