

Wojciech Wieleba

**Analiza procesów tribologicznych
zachodzących podczas współpracy
kompozytów PTFE ze stalą**

*kompozyty PTFE,
procesy tribologiczne,
ciepło tarcia,
temperatura tarcia*

Wojciech WIELEBA*

ANALIZA PROCESÓW TRIBOLOGICZNYCH ZACHODZĄCYCH PODCZAS WSPÓLPRACY KOMPOZYTÓW PTFE ZE STAŁĄ

Przeprowadzono analizę procesu dyssypacji energii w postaci ciepła tarcia. Zaobserwowano, że w procesie tarcia kompozytów PTFE udział ciepła w pracy tarcia jest zależny od chropowatości współpracującego elementu stalowego. Stwierdzono, że podczas tarcia kompozytów PTFE ciepło tarcia jest generowane nie tylko na powierzchni styku współpracujących materiałów, ale również w ich wnętrzu. Ze względu na słabą przewodność cieplną materiałów polimerowych prowadzi to w razie dużej ilości generowanego ciepła do powstania znacznych różnic temperatury w materiale polimerowym. Najwyższa temperatura występuje w materiale polimerowym w pewnej odległości od powierzchni styku.

Zbadano zjawisko tarcia wewnętrznego w kompozytach PTFE oraz oceniono jego rolę w procesie wydzielania się ciepła tarcia. Wyniki badań wykorzystano do analizy procesu generowania ciepła tarcia w pierścieniu uszczelniającym wał z wykorzystaniem metod numerycznych (metody elementów skończonych).

Oceniono wpływ chropowatości na właściwości tribologiczne kompozytów w powiązaniu z twardością elementu stalowego. Zbadano również wpływ parametrów ruchowych, tj. prędkości ślizgania v , nacisku jednostkowego p w miejscu styku polimerowej próbki ze stalą i temperatury otoczenia T_o , w której odbywa się proces tarcia, na procesy tribologiczne dla wybranych kompozytów utworzonych na osnowie PTFE. Określono zakresy parametrów tarcia (chropowatości powierzchni stalowego przeciwelementu oraz prędkości ślizgania v i średniego nacisku jednostkowego p), w których badane kompozyty wykazywały najlepsze właściwości tribologiczne.

Na podstawie przeprowadzonej analizy procesów tribologicznych zachodzących podczas współpracy kompozytów PTFE zawierających wypełniacze dyspersyjne ze stalą zaproponowano model mechanizmu tarcia i zużycia kompozytów PTFE. Uwzględnia on dodatkowe rozgrzewanie materiału polimerowego pod powierzchnią tarcia wynikające z ciepła generowanego wewnątrz materiału polimerowego w wyniku tarcia wewnętrznego. Przedstawiony model wyjaśnia obserwowaną w czasie badań tribologicznych cykliczność zmian wartości współczynnika tarcia w powiązaniu ze zmianami temperatury materiału polimerowego.

*Instytut Konstrukcji i Eksploatacji Maszyn Politechniki Wrocławskiej, 50-370 Wrocław, Wybrzeże Wyspiańskiego 27.

Wykaz ważniejszych oznaczeń

- $a_0 \dots a_9$ – współczynniki wielomianu (funkcji regresji) opisującego właściwości fizyczne badanych kompozytów,
- a_T – współczynnik przesunięcia temperaturowego,
- A – praca tarcia,
- \dot{A}_{dys} – moc dyssypacji mechanicznej,
- c_p – ciepło właściwe,
- E – moduł sprężystości wzdłużnej,
- E_g – moduł sprężystości podczas zginania,
- $\tilde{E}(\omega_0)$ – zespolony moduł sprężystości,
- $E'(\omega_0)$ – część rzeczywista modułu sprężystości (moduł akumulacji),
- $E''(\omega_0)$ – część urojona modułu sprężystości (moduł stratności),
- F_N – siła normalna,
- F_t – siła tarcia,
- H_p – twardość,
- I_Z – intensywność zużywania,
- I_{ZL} – intensywność zużywania liniowego,
- K – współczynnik udziału ciepła w pracy tarcia,
- k_w – bezwymiarowy współczynnik zużycia,
- K_w – stała zużycia,
- L – droga tarcia,
- p – średni nacisk jednostkowy,
- P_{Ft} – moc tarcia,
- Q – ciepło,
- \dot{Q}_o – strumień ciepła odprowadzany do otoczenia,
- \dot{Q}_t – strumień ciepła tarcia,
- \dot{Q}_{wew} – strumień ciepła tarcia wewnętrznego,
- \dot{Q}_{wew}^* – strumień ciepła tarcia wewnętrznego przypadający na jednostkę objętości,
- t – czas,
- T – temperatura materiału,
- T_o – temperatura otoczenia,
- T_0^* – temperatura błysku,
- T_{ol} – temperatura oleju,
- T_x – temperatura charakterystyczna,
- v – prędkość ślizgania,
- $\delta, \text{tg } \delta$ – kąt strat mechanicznych oraz współczynnik strat mechanicznych (tangens kąta strat mechanicznych),
- ε_0 – amplituda odkształceń podczas cyklicznego obciążania materiału,

- μ_a – składowa adhezyjna (molekularna) współczynnika tarcia,
- μ_d – składowa mechaniczna (deformacyjna) współczynnika tarcia,
- μ – współczynnik tarcia,
- ν – współczynnik Poissona,
- λ_p – współczynnik przewodności cieplnej polimeru,
- ρ – gęstość,
- ω – częstotliwość odkształcania

Parametry opisujące chropowatość powierzchni – opis, normy

- r – średni promień zaokrąglenia wierzchołków chropowatości,
- R_{3z} – podstawowa wysokość chropowatości (DB 31007),
- R_a – średnie arytmetyczne odchylenie profilu (PN-87/M-04256/01, DIN 4768, BS 1134, ISO 4287),
- R_k – zredukowana wysokość chropowatości (DIN 4776),
- R_p – maksymalna wysokość wzniesienia profilu (PN-87/M-04256/01, DIN 4762),
- R_{pk} – zredukowana wysokość wzniesienia profilu chropowatości (DIN 4776),
- R_q – średnie kwadratowe odchylenie profilu (PN-87/M-04256/01, DIN 4762, ISO 4287),
- R_v – maksymalna głębokość wgłębienia profilu (PN-87/M-04256/01),
- R_{vk} – zredukowana głębokość wgłębienia profilu chropowatości (DIN 4776),
- R_y – maksymalna wysokość profilu chropowatości z wartości wyznaczonych w pięciu kolejnych odcinkach pomiarowych (R_m) (DIN 4762, ISO 4287, BS 1134),
- R_z – wysokość chropowatości profilu według 10 punktów (PN-87/M-04256/01, DIN 4762, ISO 4287, BS 1134),
- S – średni odstęp miejscowych wzniesień profilu (PN-87/M-04256/01),
- S_m – średni odstęp chropowatości (PN-87/M-04256/01, DIN 4762, ISO 4287, BS 1134),
- Δ – bezwymiarowy kompleksowy wskaźnik chropowatości ($\Delta = R_y/r$),
- $\Delta\alpha$ – średnie pochylenie profilu (PN-87/M-04256/01, DIN 4762, ISO 4287).

Oznaczenia materiałów polimerowych – według normy PN-92/C-09104 (ISO 1043-1:1987)

- ABS – terpolimer akrylonitryl/butadien/styren
- IR – kauczuk izoprenowy
- NBR – kauczuk akrylonitrylo-butadienowy
- PA – poliamid
- PC – poliwęglan
- PE-HD – polietylen o dużej gęstości
- PE-LD – polietylen o małej gęstości
- PEEK – poli(eteroeteroketon)
- PET – poli(tereftalan etylenu)
- PI – poliimid
- PMMA – poli(metakrylan metylu)
- POM – polioksymetylen, poliacetal, poliformaldehyd
- PP – polipropylen
- PPO – poli(oksyfenylen)
- PS – polistyren
- PTFE – politetrafluoroetylen
- PVC – poli(chlorek winylu)

Motto

Po części bowiem tylko poznajemy, po części prorokujemy

(Św. Paweł)

1. Wprowadzenie

Udział materiałów polimerowych w technice od wielu lat systematycznie się zwiększa. Materiały te, a zwłaszcza kompozyty utworzone na ich podstawie znalazły zastosowanie w wielu oryginalnych rozwiązaniach konstrukcyjnych, w których stosowanie innych materiałów byłoby trudne lub wręcz niemożliwe. Wynika to zarówno ze względów użytkowych, jak też ekonomicznych. Przykładem mogą być węzły ślizgowe (łożyska, uszczelnienia, przeguby), w których smarowanie jest niedostateczne lub całkowicie niemożliwe. Materiałami zalecanymi w tego typu zastosowaniach są między innymi politetrafluoroetylen (PTFE) oraz jego kompozyty. Tworzywo to opracowano w 1933 r. (Moissan), a pierwsze informacje na jego temat opublikowała firma DuPont (USA) w 1938 r. [66]. Firma ta rozpoczęła również jako pierwsza w 1946 r. przemysłową produkcję tego polimeru pod nazwą TEFLON. Jedną z pierwszych prac badawczych, które wyjaśniały specyficzne właściwości tego materiału została przedstawiona przez Bunnę, Cobbolda i Palmera [10] w 1958 r. i dotyczyła jego budowy morfologicznej. Obecnie PTFE jest produkowany w wielu krajach świata, m.in. w Polsce przez Zakłady Azotowe SA w Tarnowie pod nazwą TARFLEN. Oprócz bardzo dobrych właściwości ślizgowych niemodyfikowany PTFE wykazuje niedostateczne właściwości wytrzymałościowe oraz małą odporność na zużycie. Dlatego zwykle wykorzystuje się go jako polimer bazowy lub wypełniacz do tworzenia kompozytów. Wprowadzenie wypełniaczy do PTFE zmienia jego właściwości. Niektóre z tych właściwości poprawiają się (np. znacznie wzrasta odporność na zużycie oraz wytrzymałość na pęcznienie), inne natomiast mogą ulegać pogorszeniu (np. wzrasta wartość współczynnika tarcia, maleje odporność chemiczna itd.). O wielkości zmian właściwości decyduje zarówno rodzaj wypełniacza, jak i jego ilość w kompozycie. Materiały kompozytowe stanowią obecnie jedną z coraz częściej stosowanych grup materiałów w zastosowaniach tribologicznych. Jednakże wiedza na temat właściwości tribologicznych tych materiałów jest bardzo ograniczona i opiera się głównie na wiedzy empirycznej.

PTFE jest polimerem stosowanym w technice już od kilkadziesiąt lat, a badania jego właściwości również są prowadzone od wielu lat. Mimo to procesy związane z jego tarciem i zużywaniem nie są do końca poznane. Wynika to stąd, że proces tarcia i zużycia się materiału polimerowego jest zagadnieniem bardzo złożonym, zwłaszcza gdy rozpatruje się procesy zachodzące w kompozytach.

Bezkrytyczne stosowanie tworzyw sztucznych bez uwzględnienia ich szczególnych cech może prowadzić do negatywnych efektów objawiających się małą trwałością elementów ślizgowych, a nawet ich awaryjnością. Dlatego jednym z podstawowych pro-

blemów jest dobór odpowiedniego tworzywa, który nie może być przypadkowy, ale musi wynikać ze znajomości właściwości danego materiału. Poznanie mechanizmu tarcia i zużywania jednego z najbardziej popularnych materiałów ślizgowych, jakim są kompozyty na osnowie PTFE, ułatwi wnioskowanie o ich przydatności jako materiałów ślizgowych w ustalonych warunkach tarcia.

Zagadnienie generowania ciepła w procesie tarcia powodujące rozgrzewanie współpracujących ślizgowo materiałów jest szczególnie ważne dla polimerów termoplastycznych, których właściwości zależą w istotny sposób od temperatury. Niewiele prac badawczych w tym zakresie dotyczy tej problematyki, a zwłaszcza wpływu ciepła tarcia na przebieg procesów tribologicznych. Prezentowane w literaturze analizy procesu wydzielenia ciepła tarcia dotyczą przede wszystkim materiałów metalowych. Większość prezentowanych do tej pory teorii zakłada całkowitą przemianę pracy tarcia w ciepło. Ponadto zakładają one, że ciepło generowane jest jedynie na powierzchni styku dwóch współpracujących ciał („błysk temperaturowy”). Uzasadnione wydaje się zatem podjęcie tej tematyki w ramach niniejszej monografii.

1.1. Charakterystyczne właściwości PTFE i jego kompozytów

Politetrafluoroetylen (PTFE) należy do polimerów fluorowęglowych. Jest on polimerem wysokokrystalicznym, którego stopień krystaliczności bezpośrednio po polimeryzacji sięga 98%, po spiekaniu natomiast, w zależności od technologii, od 50 do 85% [65], [115]. W miarę wzrostu stopnia krystaliczności większość jego właściwości ulega pogorszeniu, np. udarność maleje 15-krotnie, a wytrzymałość na zginanie 100-krotnie. Właściwości mechaniczne PTFE są stabilne w szerokim zakresie temperatur od -215 do $+260$ °C [115]. PTFE należy do polimerów o największej stabilności termicznej. Dopiero powyżej 425 °C zachodzi jego gwałtowny rozkład termiczny [66], [115]. Polimer ten jest niepalny i całkowicie odporny chemicznie. Jedynie stężone zasady, rozpuszczone lub stopione litowce, trójfluorek chloru, i gazowy fluor oddziałują na jego cząsteczkę powyżej temperatury 150 °C.

Charakterystyczna budowa makrocząsteczki oraz małe siły międzycząsteczkowe powodują, że PTFE ma jedną z najmniejszych energii powierzchniowych spośród znanych polimerów. Przyczynia się to do jego małej zwilżalności wodą i cieczami organicznymi, małej adhezji i małej wartości współczynnika tarcia [83]. Zwłaszcza ta ostatnia właściwość spowodowała powszechne stosowanie PTFE jako materiału ślizgowego, przede wszystkim na łożyska ślizgowe i uszczelnienia. PTFE mimo wielu zalet ma niezbyt dobre właściwości mechaniczne, m.in. małą wytrzymałość na rozciąganie i ściskanie, płynięcie nawet pod niezbyt dużym obciążeniem, małą odporność na zużycie. Wady te uniemożliwiają często zastosowanie tego polimeru w postaci niemodyfikowanej na elementy maszyn. Dlatego prowadzi się jego modyfikację przez wprowadzenie odpowiednich wypełniaczy, których dobór powinien być dokonywany z uwzględnieniem ich właściwości fizycznych, chemicznych i mechanicznych [83], [131].

W kompozytach wytwarzanych na osnowie PTFE stosuje się zarówno wypełniacze włókniste (włókno szklane, węglowe itp.), jak i dyspersyjne (proszki brązu, grafitu, koks, dwusiarczku molibdenu, tlenku glinu itp.). Zadaniem wypełniaczy w kompozytach PTFE jest przede wszystkim zwiększenie odporności na zużycie oraz zmniejszenie pełzania. Wypełniacze włókniste powodują zmniejszenie pełzania, skurczu i rozszerzalności termicznej. Jednocześnie zwiększają one odporność kompozytów na zużycie, przy czym stwierdzono, że włókno szklane może powodować zwiększone zużycie elementu współpracującego, włókno węglowe natomiast nie powoduje niszczenia tego elementu [6].

W wypadku wypełniaczy dyspersyjnych najlepsze rezultaty zaobserwowano dla kompozytów zawierających proszki brązu [36], [82], [130], [134]. Kompozyty te w różnych warunkach ruchowych mają dużą odporność na zużycie z jednocześnie stosunkowo małą wartością współczynnika tarcia. Jednakże brąz jest jednym z najmniej odpornych chemicznie wypełniaczy i dlatego kompozyty zawierające ten wypełniacz nie mogą być wykorzystywane na elementy pracujące w agresywnym środowisku, mimo że sam PTFE jest bardzo odporny chemicznie.

Innymi powszechnie stosowanymi wypełniaczami dyspersyjnymi są grafit, koks i dwusiarczki molibdenu [115]. Pozytywny wpływ tych wypełniaczy, a zwłaszcza grafitu, widoczny jest przy dużych obciążeniach kompozytów (duży nacisk $p = 15$ MPa, mała prędkość ślizgania $v = 0,01$ m/s). W tych warunkach kompozyty takie wykazują małą wartość współczynnika tarcia ($\mu < 0,1$), przy stosunkowo małym zużyciu. Grafit oraz wspomniany wcześniej brąz powodują zanik właściwości elektroizolacyjnych kompozytów. Oznacza to, że wykazują one pewne przewodnictwo elektryczne, co powinno być brane pod uwagę podczas stosowania takich kompozytów w łożyskowaniu i uszczelnianiu maszyn elektrycznych. Zarówno grafit, jak i dwusiarczki molibdenu stosuje się również wspólnie z innymi wypełniaczami, np. włóknem szklanym, w celu poprawienia właściwości ślizgowych kompozytów [6]. Obecnie większość firm wytwarzających tworzywa sztuczne oferuje kompozyty PTFE zawierające proszki brązu, włókno szklane, grafit, koks i dwusiarczki molibdenu. Inne wypełniacze (SiO_2 , proszki metali np. stali itp.) są raczej rzadko stosowane.

2. Problematyka tarcia i zużycia materiałów polimerowych w literaturze

2.1. Podstawowe teorie tarcia i zużycia

Tarcie zewnętrzne jest procesem rozpraszania energii na styku przemieszczających się względem siebie ciał. Mimo intensywnych od wielu lat badań, nauka o tarcii opiera się na wielu hipotezach obejmujących jedynie poszczególne oddziaływania zachodzące między współpracującymi ciałami. Wynika to ze złożoności tego zagadnienia, ponieważ w systemie tribologicznym występują jednoczesne różnorodne oddziaływania, zarówno mechaniczne, jak i fizyczne, a także chemiczne, związane z budową warstwy wierzchniej elementów biorących udział w procesie tarcia. Większość powstałych teorii dotyczących tego zjawiska została opracowana dla metali. Tworzywa sztuczne, a zwłaszcza polimery termoplastyczne, są o wiele bardziej wrażliwe na warunki otoczenia (np. temperaturę) niż metale. Jednak ogólne postulaty teorii tarcia można również przyjąć dla materiałów polimerowych, ale w tym wypadku analiza zjawisk jest trudniejsza i wymaga pewnych uproszczeń. Jako najważniejsze teorie tarcia ciał stałych można wymienić [5], [32], [47], [78], [83]:

Adhezyjna teoria tarcia (Bowden, Tabor 1954). Teoria ta zakłada, że styk ciał nie zachodzi na nominalnej powierzchni, ale na rzeczywistej. Nierówności znajdujące się na powierzchni ulegają deformacji. W strefie rzeczywistego styku zachodzi silna adhezja, w rezultacie której pojawiają się tzw. „mostki zwarcia”. Siła tarcia potrzebna jest do zerwania kontaktów adhezyjnych.

Molekularna teoria tarcia (Tomlinson 1929, Deriagin 1933, 1952). Teoria ta zakłada, że w wypadku powierzchni gładkich tarcie zachodzi w obszarze sił międzycząsteczkowych, tj. sił między powłokami elektronowymi atomów stykających się ciał. Oznacza to, że siły przylegania lub przyciągania międzycząsteczkowego powinny być uwzględniane w teoriach tarcia.

Adhezyjno-odkształceniowa (mechaniczna) teoria tarcia (Kragielski 1949, 1957, 1965). Teoria ta próbuje połączyć oddziaływanie mechaniczne trących ciał oraz oddziaływanie przyciągania molekularnego. Uwzględnia się w niej zarówno zaczepianie nierówności powierzchni trących ciał, jak i siły adhezyjne spowodowane oddziaływaniem sił molekularnych. Bierze się również pod uwagę rzeczywistą powierzchnię styku.

Energetyczna teoria tarcia (Kuzniecov 1927, Kostecki 1970). Według tej teorii istnieje bilans energetyczny procesów tarcia zewnętrznego. Zjawiska cieplne, akustyczne

i elektryczne, a także procesy zużywania powodują straty energetyczne. Pracę sił tarcia można określić zatem sumą składowych energetycznych. Według Kosteckiego [47] praca tarcia zewnętrznego składa się z energii przetworzonej na ciepło oraz energii rozproszonej.

Większość badaczy wykorzystuje obecnie do opisu makroskopowego procesów zachodzących w systemie tribologicznym podczas tarcia energetyczną teorię tarcia. W praktyce podczas procesu tarcia oprócz szepiania się nierówności powierzchni występuje zawsze odkształcenie warstwy wierzchniej. W wypadku miękkich tworzyw, jakimi jest większość polimerów, większą rolę odgrywa oddziaływanie molekularne niż czysto mechaniczne zaczepianie mikronierówności powierzchni i ślizganie wzajemne po sobie [111] i dlatego do mikroskopowego opisu procesu tarcia najczęściej wykorzystuje się teorię adhezyjno-odkształceniową.

2.1.1. Prognozowanie współczynnika tarcia

Przedstawiono przykładowe wykorzystanie teorii tarcia, mających zastosowanie dla materiałów polimerowych, które zaprezentowano w opracowaniach dotyczących opisu oporów ruchu podczas tarcia.

Tsuchida [118] przedstawił ogólną teorię sił tarcia dla styku sprężystego i plastycznego. Na podstawie energii procesu tarcia oraz mechaniki styku na poziomie molekularnym wyprowadził on następującą zależność, potwierdzoną wynikami badań, która opisuje wartość współczynnika tarcia ślizgowego między płaszczyzną i powierzchnią kulistą:

$$\mu = 0,236 \left(\frac{F_N}{E^* R^2} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (2.1)$$

gdzie: F_N – średnia wartość siły normalnej w obszarze styku, E^* – równoważny moduł sprężystości ($1/E^* = (1 - \nu_1^2)/E_1 + (1 - \nu_2^2)/E_2$), R – promień kuli.

Rymuza [86] zaproponował na podstawie energetycznej teorii tarcia wprowadzenie współczynnika strat tarcia CFL w miejsce współczynnika tarcia μ . Współczynnik CFL został zdefiniowany jako stosunek energii strat tarcia E_t do energii dostarczonej E_{we} . Energia strat E_t została określona jako iloczyn chwilowej siły tarcia $F_t(t)$ oraz prędkości ślizgania $v(t)$, natomiast energia dostarczona E_{we} jako iloczyn siły obciążającej $F_N(t)$ i prędkości ślizgania $v(t)$. Współczynnik strat tarcia CFL można określić w przedziale czasu od 0 do t_0 za pomocą następującej zależności:

$$CFL = \frac{E_t}{E_{we}} = \frac{\int_0^{t_0} F_t(t) v(t) dt}{\int_0^{t_0} F_N(t) v(t) dt} \quad (2.2)$$

W opracowaniu [86] przedstawiono różnice w otrzymanych wartościach współczynnika tarcia μ oraz współczynnika CFL , widoczne zwłaszcza w funkcji drogi tarcia podczas liniowej zmiany obciążenia.

Persson [67], rozwijając teorię Groscha [29], przedstawił w swojej pracy nową teorię tarcia dla materiałów elastomerowych na przykładzie gumy. W swoich rozważaniach stwierdził, że podczas procesu tarcia tych materiałów znaczna część energii jest rozpraszana w wyniku tarcia wewnętrznego podczas zmiennych w czasie odkształceń warstwy wierzchniej. Odkształcenia te wynikają z chropowatości oraz błędów kształtu powierzchni współpracującego elementu. Prowadzi to do uzyskania zależności opisującej wartość współczynnika tarcia μ :

$$\mu = \frac{F_t}{F_N} \approx \sigma_0 \operatorname{Im} \left(\frac{1}{E(\omega_0)} \right) \quad (2.3)$$

gdzie: F_t – siła tarcia, F_N – siła normalna, σ_0 – naprężenie średnie w obszarze styku (średni nacisk), ω_0 – częstotliwość zmian obciążenia ($\omega_0 \sim 1/\tau$), τ – wielkość charakteryzująca czas relaksacji polimeru, $E(\omega_0)$ – zespolony moduł sprężystości materiału polimerowego, Im – funkcja określająca część urojoną liczby zespolonej.

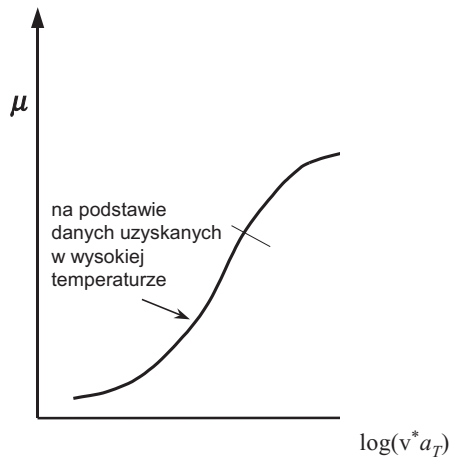
Ponieważ podczas procesu tarcia odkształcenia plastyczne nie występują w gumie, więc na podstawie analizy wymiarowej przyjęto, że $\sigma_0 = CE(\omega_0)$. Po przekształceniu wzoru (2.3) otrzymano:

$$\mu \approx -C \frac{E''(\omega_0)}{E(\omega_0)} \quad (2.4)$$

gdzie: C – materiałowy współczynnik proporcjonalności, $E''(\omega_0) = \operatorname{Im}(E(\omega_0))$ – część urojona modułu sprężystości materiału polimerowego (moduł stratności).

Przedstawione zależności porównano z wynikami badań, a ich rezultaty potwierdziły słuszność przyjętych założeń. Persson stwierdził ponadto, że ze względu na małą wartość modułu sprężystości adhezja gumy do powierzchni przeciwelementu pełni ważną rolę w procesie tarcia tego materiału. Siły adhezji deformują gumę w obszarze styku, powodując, zwłaszcza podczas małych prędkości ślizgania, całkowite jej przyleganie do zboczy mikrowzniesień profilu powierzchni elementu współpracującego. Jest to istotne zwłaszcza podczas ślizgowej współpracy gumy z twardymi przeciwelementami. Autor opracowania twierdzi również, że udział tarcia wewnętrznego w sile tarcia jest pomijalny dla innych polimerów, ponieważ materiały elastomerowe mają specyficzne właściwości.

W jednej z ostatnio prezentowanych prac Ludema [50] przedstawił przegląd modeli procesów tarcia dla różnych materiałów, w tym polimerów, oraz pewne zalecenia, co do przyjmowania tych modeli w rozważaniach naukowych. Na przykładzie politetrafluoroetyleny (PTFE) zwrócił uwagę na lepkosprężyste zachowanie materiałów polimerowych, które powoduje, że ich właściwości mechaniczne w wysokiej temperaturze i dla dużych odkształceń oraz w niskiej temperaturze i małych odkształceniach są bar-



Rys. 2.1. Transformowanie danych charakteryzujących współczynnik tarcia μ polimeru do pojedynczej krzywej [50] (opis w tekście)

Fig. 2.1. Transforming of data describing a coefficient of friction μ to a single curve [50]

dzo podobne do siebie. Oznacza to, że stan odkształcenia materiału oraz temperatura w odpowiedniej relacji dają taki sam efekt końcowy. Wykorzystując lepkosprężyste zachowanie polimerowego materiału, Ludema przeprowadził odpowiednią transformację danych (tzw. „przesunięcie czasowo-temperaturowe”) uzyskanych w różnych warunkach, tak aby zapisać je w postaci jednej krzywej. Dane uzyskane w wysokiej temperaturze przesunięto w lewo, a dane uzyskane w niskiej temperaturze w prawo o wartości określone za pomocą współczynnika przesunięcia a_T (współczynnik ten będzie omówiony w rozdz. 2.6). Zbudowana została w ten sposób gładka krzywa zbiorcza (rys. 2.1), która może określać np. zmianę wartości współczynnika tarcia w określonej temperaturze w funkcji prędkości dla materiałów lepkosprężystych. Metodą tą można opisywać, zdaniem Ludemy, między innymi właściwości tribologiczne materiałów polimerowych.

2.1.2. Prognozowanie zużycia tribologicznego

Z procesem tarcia łączy się ściśle proces zużycia materiału. Proces ten powodowany jest ścieraniem, pękaniem i wykruszaniem cząstek materiału oraz adhezją powierzchni współpracujących elementów i reakcjami tribochemicznymi zachodzącymi na powierzchni tarcia. W wypadku współpracy tworzyw sztucznych z metalami najczęściej spotykanymi rodzajami zużycia są [5], [76], [83]:

- *Zużywanie adhezyjne* jest związane z adhezją powierzchni trących. Powoduje ona lokalne szczypania tych powierzchni i co się z tym wiąże odkształcenie materiału, pęknięcie wiązań kohezyjnych i przenoszenie polimeru na powierzchnię przeciwelementu. W dalszej fazie ruchu następuje odrywanie się przeniesionego materiału od przeciwelementu i usunięcie go ze strefy tarcia w postaci produktów zużycia. Proces ten odby-

wa się cyklicznie i powoduje zużycie przede wszystkim materiału polimerowego. Istotny wpływ na wartość adhezji ma energia powierzchniowa materiału polimerowego, a także chropowatość przeciwelementu metalowego.

- *Zużywanie ściernie* występuje podczas współpracy materiału polimerowego z powierzchnią metalową, zwłaszcza gdy ma ona dużą chropowatość. Wówczas wystające nierówności powierzchni twardszego materiału spełniają rolę mikroostrzy. Ubytek materiału jest spowodowany mikroskrawaniem, rysowaniem lub brzdowaniem [32], [76]. Proces ten zachodzi również, gdy w obszarze tarcia współpracujących elementów znajdują się luźne lub utwardzone cząstki ścierniwa. Zużywanie ściernie w wypadku par ślizgowych polimer–metal może dotyczyć zarówno polimeru, jak i metalu. Ten drugi przypadek zachodzi, gdy polimer jest wypełniony twardymi cząstkami np. włóknem szklanym, proszkiem kwarcu itp. Wówczas twarde cząstki wypełniacza mogą skrawać powierzchnię metalu powodując jej zużycie. Zużywanie ściernie charakteryzuje się dużą intensywnością i często powoduje silne rozgrzewanie materiału polimerowego. Dlatego towarzyszą mu – oprócz mechanicznych – również cieplne i chemiczne procesy zużycia.

- *Zużywanie zmęczeniowe*. Przyczyną tego typu zużycia jest cykliczne, zmienne odkształcanie warstwy wierzchniej. Z tego powodu na powierzchni pojawiają się mikropęknięcia, których dalszy rozwój i łączenie powoduje wykruszanie się materiału. Zużywanie to rośnie szybko, gdy odkształcenia materiału polimerowego mają charakter plastyczny. W wypadku polimerów zużywanie zmęczeniowe powoduje pękanie łańcuchów makrocząsteczek. Przyczynia się to do zmniejszenia masy cząsteczkowej polimeru w warstwie wierzchniej i zmniejszenie stopnia krystaliczności polimeru. W kompozytach zawierających np. włókno szklane lub węglowe występuje zużycie związane z rozwojem dyslokacji związanych z nieciągłością materiału wokół włókien. Wskutek tego następują mikropęknięcia pod powierzchnią, a cząstki materiału polimerowego są usuwane z powierzchni w wyniku oddziaływań mechanicznych lub zjawiska adhezji.

- *Zużywanie erozyjne* powstaje w wyniku uderzania drobnych cząstek o powierzchnię materiału. Powoduje to ubytek materiału zwany erozją. Proces ten jest mało znany i zakłada się, że dla materiałów polimerowych może być traktowany jako zużywanie zmęczeniowe.

- *Zużywanie chemiczne* występuje wskutek reakcji chemicznych zachodzących między współpracującymi materiałami. Może być również związane z reakcjami między materiałem a środowiskiem (np. utlenianie), w którym zachodzi proces tarcia. Procesy degradacji mają duży wpływ na intensywność przenoszenia materiału polimerowego w parach ślizgowych. Zużywanie chemiczne towarzyszy zwykle innym rodzajom zużycia.

- *Zużywanie cieplne* zachodzi w wyniku wydzielania się dużej ilości ciepła, które powoduje zmiękczenie materiału w warstwach wierzchnich. Następnie zachodzi namazywanie, a nawet sklejanie trących powierzchni i powstaje zatarcie. Dlatego zwykle zużywanie to nazywane jest zużyciem awaryjnym.

Wielu badaczy podjęło próbę prognozowania wartości zużycia materiałów polimerowych. Ogólnie metody prognozowania można podzielić na dwie grupy. Pierwszą grupę stanowią te metody, w których funkcje analityczne opisujące wartość zużycia uzyskano z wyników badań doświadczalnych. Zwykle odnoszą się one do konkretnych polimerów lub grupy polimerów, na których badania te zostały przeprowadzone. Jedną z częściej stosowanych zależności [51], [65], [84] określających objętość V_Z usuniętego podczas procesu tarcia materiału jest:

$$V_Z = K_w p v t \quad (2.5)$$

lub w bardziej ogólnej postaci

$$V_Z = K_w p^m v^n t \quad (2.6)$$

gdzie: K_w – stała zużycia, p – nacisk jednostkowy, v – prędkość ślizgania, t – czas ślizgania, m , n – współczynniki wyznaczone doświadczalnie.

Ze względu na stosunkowo prostą postać zależność ta jest często podawana przez producentów tworzyw sztucznych do wyznaczania trwałości elementów ślizgowych wykonanych z produkowanych przez nich materiałów polimerowych (np. [65]).

Do wyznaczenia postaci funkcji opisującej zużycie wykorzystuje się często analizę wymiarową. Metodę tę wykorzystali w celu prognozowania zużycia m.in. Bahadur i Kar [39], Rymuza [83], [84], Viswanath i Bellow [123], Setnariev i in. [97], Maškov i in. [54]. Przykładem nieliniowej funkcji opisującej objętość V_Z usuniętego podczas procesu zużywania materiału polimerowego, współpracującego ślizgowo z metalowym przeciwelementem, jest następująca zależność [123]:

$$V_Z = k_w p^m v^q t^r R^s E^{-3+m+r+s} \gamma^{3-2m-q-s} \left(\frac{c_p}{\lambda_p} \right)^{r-q} \quad (2.7)$$

gdzie: k_w – bezwymiarowy współczynnik zużycia, p – nacisk jednostkowy, v – prędkość ślizgania, t – czas pracy (ślizgania), R – chropowatość powierzchni przeciwelementu, E – moduł sprężystości wzdłużnej polimeru, γ – energia powierzchniowa polimeru, c_p – ciepło właściwe polimeru, λ_p – współczynnik przewodności cieplnej polimeru, m , q , r , s – współczynniki wyznaczone doświadczalnie (np. dla zużywania adhezyjnego homopolimeru POM [84]: $m = 1,47$; $q = 1,14$; $r = 1,225$; $s = 1,86$).

Drugą grupę metod prognozowania zużycia stanowią metody ogólne, wykorzystujące teoretyczne podstawy zjawisk fizycznych, chemicznych, mechanicznych i termicznych zachodzących podczas tarcia modelowych par ślizgowych. Metody te zwykle są weryfikowane za pomocą badań. Prezentowane w nich zależności analityczne mają jednak zwykle bardzo rozbudowaną postać funkcji uwikłanych. Ich opis można znaleźć m.in. w opracowaniach takich autorów, jak: Bielyj i in. [5], Krysov i Orlov [43] (falo-wa teoria tarcia), Hebda i Wachal [32], Rymuza [83], Meozzi [58], Strömberg i in. [107], Xian-Hua Zhang i in. [148].

2.2. Procesy zachodzące podczas ślizgowej współpracy materiałów polimerowych z metalami

Podczas tarcia materiałów polimerowych zachodzi wiele procesów, takich jak adhezja, triboelektryzacja, reakcje tribochemiczne, oddziaływania mechaniczne itp. Decydują one często o właściwościach tribologicznych współpracujących materiałów. Dla procesu tarcia PTFE i jego kompozytów istotną rolę odgrywają przede wszystkim oddziaływania mechaniczno-adhezyjne oraz tworzenie się warstwy materiału polimerowego na powierzchni współpracującego elementu metalowego, dlatego zagadnienia związane z tymi procesami zostaną omówione w dalszej części pracy.

2.2.1. Oddziaływania mechaniczno-adhezyjne

Istotnym źródłem rozpraszania energii podczas tarcia polimerów są oddziaływania mechaniczne oraz adhezyjne między powierzchniami współpracujących materiałów. Jest to zgodne z teorią Kragielskiego, w której współczynnik tarcia μ wyrażony został jako suma dwóch składowych:

$$\mu = \mu_a + \mu_d \quad (2.8)$$

gdzie μ_a – składowa adhezyjna (molekularna), μ_d – składowa mechaniczna (deformacyjna).

Udział składowych μ_a oraz μ_d w wartości współczynnika tarcia μ jest uzależniony od obciążenia pary ślizgowej siłą normalną, chropowatości i falistości powierzchni współpracującego elementu metalowego, właściwości mechanicznych, charakterystyki adhezyjnej pary ślizgowej oraz innych warunków pracy. Stosunek składowych przy styku sprężystym wg Kragielskiego (w: [83]) można wyznaczyć z zależności:

$$\frac{\mu_a}{\mu_d} = 2 + \frac{3\beta}{\left(\tau_0 \frac{1-\nu^2}{E} a_h \right)^{\frac{1}{2}}} \quad (2.9)$$

gdzie: a_h – współczynnik strat na histerezę, b – współczynnik uwzględniający wpływ obciążenia zewnętrznego na wytrzymałość połączenia adhezyjnego polimer–metal, τ_0 – statyczna, chwilowa wytrzymałość na ścinanie połączeń adhezyjnych pary polimer–metal, E , ν – moduł sprężystości i współczynnik Poissona dla materiału polimerowego.

Cechą charakterystyczną polimerów jest to, że ich właściwości mechaniczne zależą od stanu naprężeń, zwłaszcza ściskających. Ponieważ materiały ślizgowe podczas pracy poddawane są zwykle znacznemu obciążeniu ściskającemu, więc właściwości znajdującej się w strefie tarcia warstewki materiału polimerowego mogą się znacznie różnić od właściwości materiału w warstwach głębiej położonych. Zależnie od struktury polimeru styk tarciowy materiału polimerowego może mieć charakter sprężysty lub lepko-sprężysty.

Lafaye i in. [45] przeprowadzili badania tarcia polimerów w stanie lepkosprężystym podczas zmiany temperatury i jej przechodzenia przez temperaturę zeszklenia. Przedstawiony przez nich model wprowadza pojęcie pozornego i rzeczywistego współczynnika tarcia. Rzeczywisty współczynnik tarcia μ_{tz} został zdefiniowany jako stosunek lokalnych naprężeń tnących do lokalnego nacisku jednostkowego, natomiast pozorny współczynnik tarcia μ_{poz} jako stosunek siły tarcia F_t do siły nacisku F_N . Wartość rzeczywistego współczynnika tarcia μ_{tz} można określić przez pomiar pozornego współczynnika tarcia oraz badając geometrię powierzchni styku współpracujących materiałów. Autorzy podali następującą zależność między pozornym μ_{poz} i rzeczywistym współczynnikiem tarcia μ_{tz} :

$$\mu_{poz} = \frac{F_t}{F_N} = \frac{C + D\mu_{tz}}{A + B\mu_{tz}} \quad (2.10)$$

gdzie: A, B, C, D – stałe wyznaczone na podstawie wyników badań powierzchni styku.

Zagadnieniu adhezji poświęcono wiele prac badawczych. Istnieje kilka teorii dotyczących oddziaływań adhezyjnych: mechaniczna, adsorpcyjna, elektryczna, dyfuzyjna, chemiczna. Zostały one opisane między innymi w pracach [5], [32], [33], [83]. Tworzywa sztuczne cechują się z reguły dużą adhezją do metali i stosunkowo małą wytrzymałością na ścinanie. Powoduje to pokrywanie się elementów metalowych cienką warstwą przeniesionego materiału polimerowego podczas procesu tarcia i ścinanie w obrębie warstw tworzywa. Dzięki temu tworzywa polimerowe wykazują mniejszy współczynnik tarcia suchego niż metale.

Czichos [19] badał tarcie i zużywanie adhezyjne oraz ścierne kilku wybranych polimerów (PA, POM, PETP, PTFE, PP). Jego zdaniem procesy te zależą między innymi od chropowatości stalowego elementu współpracującego z materiałami polimerowymi. Dla małych chropowatości powierzchni stali dominują procesy adhezyjne, natomiast dla chropowatości powyżej $R_z = 0,8 \mu\text{m}$ występują przede wszystkim procesy ścierne. Odpowiednie proporcje udziału obu rozpatrywanych procesów wynikające m.in. z chropowatości prowadzą do uzyskania jak najmniejszego zużycia badanych materiałów z jednoczesną małą wartością współczynnika tarcia

Stolarski [106] przeprowadził analizę oporów ruchu podczas tarcia dla założenia adhezyjnego modelu tarcia. W przyjętym modelu siła tarcia F_t zależy od połączeń adhezyjnych, które zachodzą między powierzchniami współpracujących materiałów. Siłę F_t można opisać zależnością:

$$F_t = \tau A_r \quad (2.11)$$

gdzie τ – naprężenia tnące na powierzchni współpracujących materiałów spowodowane adhezją.

Rzeczywista powierzchnia styku A_r dla odkształceń plastycznych została opisana równaniem:

$$A_r = \pi r N \int_0^{\delta_p} (-\Delta h) \phi(-\Delta h) d(-\Delta h) \quad (2.12)$$

gdzie: r – średni promień zaokrąglenia wierzchołków mikronierówności, N – liczba styków wierzchołków mikronierówności w geometrycznym obszarze styku, $-\Delta h$ – zmienna losowa o rozkładzie Gaussa opisująca odległość między współpracującymi powierzchniami, δ_p – współczynnik określający wielkość odkształceń plastycznych, zależny między innymi od promienia r oraz właściwości bardziej miękkiego materiału.

Stwierdzono, że tylko w obszarach plastycznych styków mikronierówności powierzchni mogą zachodzić połączenia adhezyjne, które stanowią o wielkości siły tarcia. Prawdopodobieństwo formowania styków zależy przede wszystkim od topografii powierzchni. Do opisu prawdopodobieństwa wystąpienia styku plastycznego wykorzystano funkcje, w których jako zmienne wystąpiły parametry opisujące chropowatość, takie jak promień zaokrąglenia wierzchołków mikronierówności r oraz wysokość mikronierówności. W opracowaniu rozpatrywano zarówno przypadek styku stacjonarnego, jak i podczas ruchu (tarcia).

Rymuza i in. [87] przeprowadzili badania współczynnika tarcia oraz adhezji podczas przechodzenia ze stanu tarcia statycznego do kinetycznego w mikrołożyskach polimerowych. Stwierdzili oni, że zaobserwowany podczas badań przyrost wartości współczynnika tarcia w początkowym etapie ruchu wynika z właściwości reologicznych współpracujących materiałów, a zwłaszcza ich wpływu na kształtowanie rzeczywistej powierzchni styku między współpracującymi materiałami.

Oddziaływania adhezyjne mają szczególnie istotne znaczenie podczas analizowania procesu tarcia materiałów znajdujących się w stanie kauczukopodobnym (elastomerów) [76]. Stosunkowo niewielkie siły obciążające tego typu materiały mogą powodować znaczną deformację ich powierzchni przylegania, zwłaszcza dla większych prędkości ślizgania. Dokumentują to prace Perssona [67] oraz Barquinsa [4], w których zagadnienia związane z tarciem materiałów elastomerowych są ściśle związane z oddziaływaniami adhezyjnymi zachodzącymi na powierzchni ślizgania. Podczas tarcia elastomerów powstaje zjawisko tzw. „fal Schallamacha”, które powoduje, że powierzchnia styku ulega znacznej deformacji wpływającej na przebieg procesu tarcia tych materiałów. Zjawisko to zostało szeroko omówione w literaturze przedmiotu [95].

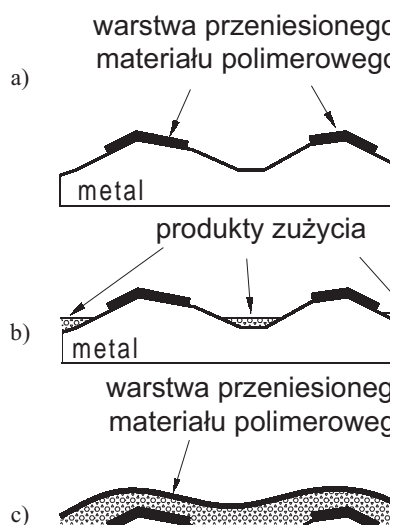
2.2.2. Tworzenie warstwy przeniesionego materiału polimerowego

Podczas tarcia na powierzchni metalu pojawia się warstwa ślizgowa zbudowana z przeniesionego materiału polimerowego. Warstwa ta jest nazywana również polimerowym filmem. Powoduje ona między innymi to, że tarcie zachodzi między powierzchniami polimerowymi, a nie bezpośrednio między polimerem i metalem. Wyjaśnieniem oraz rolą tego zjawiska w procesie tarcia i zużywania zajmuje się wielu badaczy. Niektórzy z nich (Tabor, Briscoe, Lee w [26]) uważali, że przenoszona warstewka PTFE

wykazuje bardzo słabą adhezję do podłoża, w związku z czym jest ona łatwa do usunięcia podczas powtórnego ślizgania się po niej elementu z tworzywa. Jednocześnie warstewka ta po usunięciu jest ciągle odnawiana. Badacze ci sugerowali, że siły adhezyjne mają naturę sił coulombowskich i oddziaływań van der Waalsa.

Evdokimov i Kolesnikov [22] twierdzą, że tworzenie warstwy przeniesionego materiału polimerowego wynika przede wszystkim z elektryzacji materiałów współpracujących podczas tarcia. W ich opracowaniu przedstawiono związek między zmianą współczynnika tarcia oraz potencjałem elektryzacji.

Polak [73] opisał mechanizm formowania warstwy przeniesionego materiału polimerowego jako proces kilkietapowy (rys. 2.2). Pierwsza warstwa jest formowana na wierzchołkach mikronierówności powierzchni metalowej i jest z nią ściśle związana. Warstwa ta nie jest praktycznie usuwana podczas procesu tarcia. Jednocześnie wraz z przenoszeniem polimeru na powierzchnię metalu występuje tworzenie produktów zużycia przez ściernie oddziaływanie wierzchołków mikronierówności powierzchni metalu na powierzchnię materiału polimerowego. Produkty te stopniowo wypełniają wgłębienia między mikronierównościami. Nie wszystkie cząstki produktów zużycia zostają jednak związane z powierzchnią tarcia. W dalszym etapie procesu tarcia są one ścisiskane przez współpracujące powierzchnie polimeru i metalu, tworząc warstwę różnej gru-



Rys. 2.2. Model procesu tworzenia warstwy polimerowej podczas współpracy pary ślizgowej polimer–metal [73]: a) początek tworzenia warstwy polimerowej – pierwsza warstwa polimeru na wierzchołkach mikronierówności powierzchni metalu, b) produkty zużycia wypełniają przestrzeń między mikrowniesieniami, c) końcowy etap formowania warstwy polimerowej podczas procesu tarcia

Fig. 2.2. Model of friction transfer film formation while polymer slides against metal [73]: a) the beginning of polymer film formation – the first layer of polymer on metal surface, b) wear debris fill volume between asperities, c) final stage of polymer film formation

bości. Przedstawiony model tworzenia warstwy przeniesionego materiału polimerowego został potwierdzony badaniami mikroskopowymi powierzchni metali współpracującymi z materiałami polimerowymi.

Szybkość tworzenia warstwy polimerowej, jej struktura, trwałość oraz właściwości smarne zależą od sił adhezji między metalem i polimerem, a przede wszystkim od właściwości materiału polimerowego. Polak [74] stwierdził również, że czynnikiem mającym istotne znaczenie w procesie zużywania pary polimer–metal jest energia powierzchniowa polimeru. Im większa jest wartość tej energii, tym mocniej warstwa przeniesionego polimeru przylega do przeciwelementu, chroniąc tym samym materiał polimerowy od bezpośredniego kontaktu ze współpracującą powierzchnią. Jednocześnie mocno przylegający do powierzchni metalu chroni ją przed niszczącym działaniem twardych cząstek ściernych, które mogą znajdować się w obszarze tarcia. Materiały charakteryzujące się dużą wartością energii powierzchniowej tworzą przeniesione warstwy o większej spójności cząstek, z których zostały one zbudowane podczas procesu tarcia. Takie warstwy są bardziej odporne na zużycie. Jednocześnie jednak silne oddziaływania adhezyjne powodują, że polimerowe cząstki łatwiej wyciągane są z powierzchni ślizgowej materiału polimerowego.

Podobne wnioski przedstawił w swojej pracy Bahadur [3]. Stwierdził on, że utrzymywanie przeniesionego materiału polimerowego na powierzchni przeciwelementu wynika z adhezji oraz blokowania się jego cząstek między mikrowzniesieniami na powierzchni metalu. Cząsteczki wypełniaczy mogą zwiększać adhezję polimerowej warstwy do powierzchni przeciwelementu przez tworzenie dodatkowych wiązań chemicznych. W ten sposób materiał polimerowy chroniony jest przed bezpośrednim oddziaływaniem mikrowierzchołków powierzchni przeciwelementu. Według Bahadura proces zużywania materiału polimerowego zachodzi zarówno na jego powierzchni ślizgowej, jak i przez ścieranie przeniesionej warstwy polimerowej z powierzchni przeciwelementu.

Niektórzy badacze utożsamiają przeniesioną warstwę polimerową z „trzecim” ciałem biorącym udział w procesie tarcia. Taki pogląd przedstawił Briscoe i Chateaubinois [9], analizując procesy zużywania pary ślizgowej polimer–metal i tworzenie polimerowego „trzeciego” ciała w obszarze styku podczas ruchu oscylacyjnego o małej amplitudzie. Również Rymuza [84] przedstawia proces zużywania polimerów jako proces cyklicznego formowania „trzeciego ciała” w obszarze styku współpracujących ciał i w rezultacie tworzenie produktów zużycia. Zauważa on, że występuje związek między zużyciem obserwowanym w parze ślizgowej polimer–stal a maksymalną grubością warstwy przeniesionego polimeru na powierzchnię stali. Ponadto stwierdził on, że o wielkości zużycia adhezyjnego decydują przede wszystkim energia powierzchniowa polimeru oraz jego moduł sprężystości.

Różnorodność wyjaśnień istoty tworzenia warstwy przeniesionego materiału polimerowego podczas ślizgowej współpracy materiałów polimerowych z metalami świadczy, że nie został on jeszcze dokładnie zbadany, o czym świadczą różne zdania badaczy na ten temat. Większość badaczy skłania się jednak ku poglądowi, że proces

tworzenia warstwy materiału polimerowego zapoczątkowują reakcje tribochemiczne między rozerwanymi łańcuchami polimeru i związkami znajdującymi się na powierzchni współpracującego metalu. Utrzymywanie polimerowej warstewki zachodzi przede wszystkim na drodze oddziaływań adhezyjnych.

2.3. Rola stanu powierzchni warstwy wierzchniej w procesach tribologicznych

Warstwa wierzchnia zdefiniowana za Lawrowskim [47] jako „warstwa różniąca się budową i właściwościami od materiału w całej objętości ciała stałego” jest tą częścią współpracujących materiałów, w której zachodzą największe zmiany podczas procesu tarcia. Stan warstwy wierzchniej według Hebdy [32] charakteryzują parametry opisujące stan powierzchni (chropowatość, falistość itp.) oraz stan stref podpowierzchniowych (naprężenia własne, mikro- i makrotwardość, struktura materiału, właściwości chemiczne, stan energetyczny powierzchni itp.). W większości przypadków struktura geometryczna powierzchni ma istotne znaczenie tak samo jak właściwości samego materiału, jego warstwy wierzchniej oraz właściwości ośrodka smarnego [62]. Struktura geometryczna powierzchni biorącej udział w procesie tarcia jest więc jednym z wielu czynników determinujących przebieg tego procesu. Jedną z wielkości określających strukturę geometryczną, które najczęściej są analizowane w wielu pracach dotyczących tribologii jest chropowatość. Już XVII wieku Amontons (w: [32], [47], [76]) sformułował prawo tarcia suchego, w którym stwierdzał, że tarcie jest rezultatem wspinania się jednego ciała po nierównościach drugiego podczas ich przesuwania względem siebie pod działaniem nacisku normalnego. Od chropowatości powierzchni zależy zarówno wartość składowej mechanicznej, jak i adhezyjnej siły tarcia, a także wartość rzeczywistej powierzchni styku, co w istotny sposób wpływa na przebieg procesów tribologicznych. We współczesnych pracach badawczych autorzy zajmują się przede wszystkim wpływem chropowatości na rzeczywistą powierzchnię styku, rozkład nacisku oraz ilość energii rozpraszanej podczas procesu tarcia, a także na procesy tribologiczne zachodzące podczas współpracy ślizgowej ciał stałych.

Demkin [20] przedstawił modele styku chropowatych powierzchni oraz metodę obliczenia parametrów styku dla odkształceń sprężystych, elastoplastycznych i plastycznych. Do określenia rzeczywistej powierzchni styku oraz odkształceń mikronierówności, przedstawionych w postaci bardzo złożonych funkcji, wykorzystano kilka parametrów chropowatości, takich jak średni promień zaokrąglenia wierzchołków mikronierówności, parametr chropowatości R_a , R_{max} , oraz wiele innych parametrów związanych z krzywą nośności profilu (np. t_p).

Wpływ chropowatości na wartość współczynnika tarcia (statycznego i kinetycznego) w swojej pracy przedstawili Lee i in. [48]. Na podstawie wyników badań elastooptycznych określili oni rozkład nacisków oraz sił tarcia na modelowej powierzchni styku. Stwierdzili znaczne różnice między wartościami współczynnika tarcia statycznego

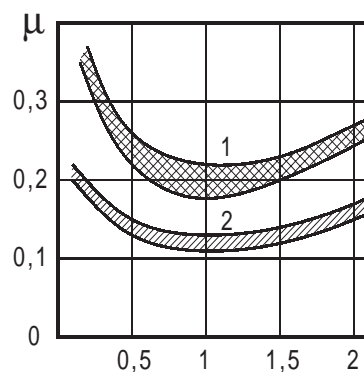
i kinetycznego. Ponadto zaobserwowali, że współczynnik tarcia jest różny w poszczególnych punktach styku i jest zmienny podczas tarcia. Lokalne wartości współczynnika tarcia na poszczególnych wierzchołkach nierówności powierzchni różnią się według badaczy od jego wartości globalnej.

Kapoor i in. [38] przeprowadzili analizę zmian topografii powierzchni, które zachodzą podczas tarcia dwóch chropowatych powierzchni ciał o różnej twardości. Do opisu topografii powierzchni przyjęto promień zaokrąglenia wierzchołków mikronierówności r oraz ich wysokość. Aby nie zachodziło nadmierne zużywanie współpracujących materiałów, nacisk nominalny na powierzchni styku współpracujących materiałów musi być mniejszy od pewnej wartości krytycznej $p_{kr}(\psi_s)$ zależnej od wskaźnika plastyczności ψ_s . Wartość wskaźnika ψ_s określa zależność:

$$\frac{1}{\psi_s^2} = \left(\frac{p_s}{E^*} \right) \frac{r_1}{R_q} \quad (2.13)$$

gdzie: p_s – graniczny nacisk stykowy, powyżej którego następuje plastyczne płynięcie materiału, E^* – równoważny moduł sprężystości ($1/E^* = (1 - \nu_1^2)/E_1 + (1 - \nu_2^2)/E_2$), E_1, E_2, ν_1, ν_2 – moduły sprężystości oraz współczynniki Poissona współpracujących materiałów, r_1 – średni promień zaokrąglenia wierzchołków mikronierówności powierzchni twardszego materiału, R_q – parametr chropowatości określający średnie kwadratowe odchylenie profilu od linii średniej dla powierzchni twardszego materiału.

W określonych warunkach tarcia pary polimer–stal istnieje pewna optymalna chropowatość powierzchni stalowej, przy której wartość współczynnika tarcia jest najmniejsza. Potwierdzili to w swojej pracy Belyj i in. [5]. Przedstawiona przez nich (rys. 2.3) zależność ukazuje, że współczynnik tarcia polimerów dla gładkich powierzchni może być nawet dwukrotnie większy niż podczas współpracy z powierzchniami chropowatymi. W omawianym opracowaniu stwierdzono również znaczącą rolę chropowatości

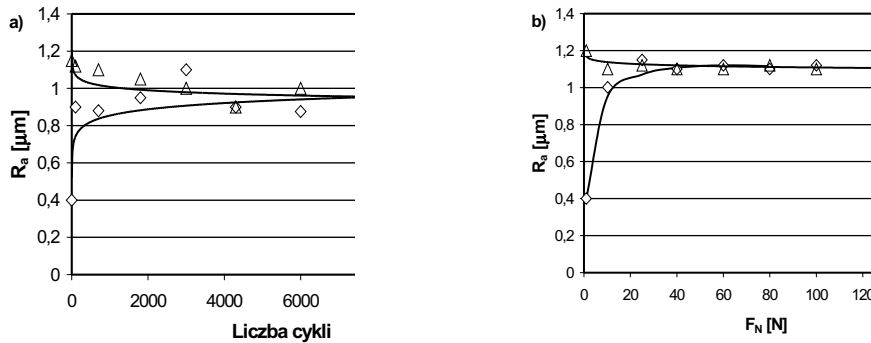


Rys. 2.3. Zależność współczynnika tarcia μ od chropowatości powierzchni R_a stali dla: 1 – polikaproamidu, 2 – PTFE + 40% Cu_2O [5]

Fig. 2.3. The effect of roughness parameter R_a of a steel counterface on the coefficient of friction μ for: 1 – policapramid, 2 – PTFE + 40% Cu_2O [5]

w procesie zużywania elementów maszyn wykonanych z tworzyw sztucznych. Zmniejszenie chropowatości powierzchni elementów stalowych (wałów, kół zębatych) zwiększyło znacznie trwałość współpracujących z nimi panewek łożysk ślizgowych oraz kół zębatych wykonanych z materiałów polimerowych.

Jisheng oraz Gawne [36] badali zmiany chropowatości powierzchni elementu wykonanego z kompozytu PTFE oraz współpracującego z nim przeciwelementu stalowego. Stwierdzili oni, że już po krótkim okresie współpracy obu materiałów w warunkach tarcia suchego nastąpiła zmiana chropowatości powierzchni elementu polimerowego, tak że stała się ona podobna do chropowatości powierzchni stalowego przeciwelementu. Jednocześnie zaobserwowali, że wartość parametru R_a , opisującego chropowatość powierzchni stali, uległa nieznacznemu zmniejszeniu (rys. 2.4).

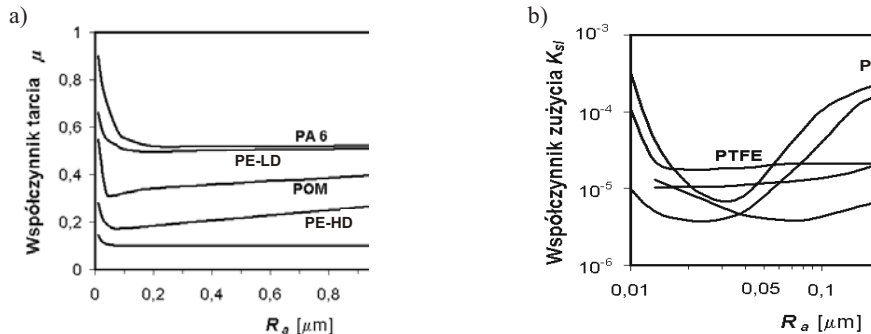


Rys. 2.4. Zmiana chropowatości powierzchni elementu stalowego oraz współpracującej próbki z kompozytu PTFE [36]: a) w zależności od liczby cykli, b) obciążenia siłą normalną F_N [N]

Fig. 2.4. Variation of surface roughness of steel counterface and PTFE composite [36] as a function of cycles (Fig. a) and load F_N [N] (Fig. b)

Czichos, we wspomnianym wcześniej opracowaniu [19], stwierdził, że od chropowatości powierzchni zależy, które z procesów będą dominować: adhezyjne czy ściernie. Odpowiednie proporcje udziału obu rozpatrywanych procesów podczas tarcia prowadzą do uzyskania jak najmniejszego zużycia badanych materiałów dla jednocześnie małej wartości współczynnika tarcia. Również Tanaka [114] prowadził badania wpływu chropowatości elementu stalowego na tarcie i zużywanie różnych polimerów (PTFE, PE-HD, PE-LD, POM, PA6) dla małej prędkości ślizgania $v = 0,01$ m/s. Wyniki przedstawione w tym opracowaniu (rys. 2.5) potwierdzają wpływ chropowatości na właściwości tribologiczne polimerów. Widoczny jest wzrost wartości współczynnika tarcia, a także współczynnika zużycia K_{sl} wraz ze zmniejszaniem się chropowatości powierzchni stalowej poniżej pewnej wartości granicznej. Współczynnik zużycia K_{sl} odpowiada jednostkowemu zużyciu objętościowemu materiału polimerowego:

$$K_{sl} = \frac{V_Z}{F_N v t} \quad (2.14)$$



Rys. 2.5. Zmiana wartości współczynnika tarcia μ a) oraz współczynnika zużycia K_{sl} [mm^3/Nm] (b) w zależności od chropowatości elementu stalowego dla różnych polimerów [114]

Fig. 2.5. The effect of roughness parameter R_a of a steel counterface on the coefficient of friction μ (Fig. a) and specific wear rate K_{sl} [mm^3/Nm] (Fig. b) for some polymers [114]

gdzie: V_z – objętość zużytego materiału, F_N – siła normalna do powierzchni styku, v – prędkość ślizgania, t – czas pracy węzła ślizgowego.

W wypadku PTFE zwiększanie chropowatości powierzchni powyżej pewnej wartości granicznej ($R_a > 0,1 \mu\text{m}$) nie powoduje zmiany wartości współczynnika tarcia. Dla wartości R_a większej od $0,5 \mu\text{m}$ natomiast zaobserwowano nieznaczne zwiększenie współczynnika zużycia K_{sl} .

Duszyński [21] badał wpływ chropowatości powierzchni stalowego przeciwelementu opisanego za pomocą parametru R_a w powiązaniu z jego twardością na tarcie i zużycie PTFE i jego kompozytów wypełnianych grafitem i dwusiarczkiem molibdenu. W wyniku przeprowadzonych badań określił on optymalną chropowatość stalowego przeciwelementu, przy której badane materiały wykazywały najlepsze właściwości tribologiczne. Dla PTFE niemodyfikowanego optymalna chropowatość wynosiła $R_a = 0,2 \mu\text{m}$, natomiast dla badanych kompozytów $R_a = 0,7 \mu\text{m}$ dla twardości stalowego elementu wynoszącej 57 HRC.

Oprócz prac przedstawiających wyniki badań podstawowych prowadzono również prace, w których badano wpływ chropowatości powierzchni na trwałość elementów maszynowych wykonanych z tworzyw sztucznych, takich jak uszczelnienia czy panewki łożysk. Heiser i in. [31] przedstawili wyniki badań trwałości modelu uszczelnienia wykonanego z PTFE i jego kompozytów wypełnianych koksem lub włóknem szklanym. Materiał uszczelnienia współpracował podczas badań z powierzchniami metalowymi, które pokryto powłokami Al_2O_3 , Cr_2O_3 , TiO_2 itp. o różnych chropowatościach. Zaobserwowali oni, że badane kompozyty wykazują najmniejsze zużycie podczas współpracy z powłoką tlenku tytanu (TiO_2). Również w pracy Jackowskiego i Wagnera [34] przedstawiono wyniki badań uszczelnień zarówno podczas pracy w czystym oleju, jak i silnie zanieczyszczonym. Stwierdzili oni, że największą trwałość wśród badanych uszczelnień wykazały te, które wykonano z polimerów fluorowych. Sui i in. [108] przeprowadzili badania tribologiczne kompozytów PTFE, sprawdzając możliwość ich wy-

korzystania jako materiałów na uszczelnienia wałów. Porównali oni wyniki zużycia rozpatrywanych kompozytów uzyskane za pomocą symulacji numerycznych (metodą elementów skończonych) z wynikami długotrwałych badań uszczelnień i określili, przy jakiej największej wartości siły promieniowej uszczelnienie może pracować bez smarowania, tak aby nie wystąpiło jego nadmierne zużycie.

2.4. Zagadnienie tarcia wewnętrznego i tłumienie drgań

Zdolność tłumienia drgań przez materiały polimerowe, czyli zdolność do bezzwrotnego pochłaniania energii mechanicznej wywołującej odkształcenia, wynika z tarcia wewnętrznego, które zachodzi we wnętrzu tych materiałów podczas ich cyklicznego odkształcania. Związane jest to ze specyficzną strukturą polimerów oraz ich właściwościami lepkosprężystymi. Z pewnym przybliżeniem tłumienie drgań można wyrazić ilością rozproszonej energii ΔU w jednostce objętości materiału podczas jednego cyklu odkształcenia. Współczynnik rozproszenia $\varphi = \Delta U/U$ przedstawia stosunek energii rozproszonej ΔU do energii wydatkowanej U i określa niedoskonałość sprężystą tworzywa. Najczęściej stosowanymi miarami zdolności tłumienia są: logarytmiczny dekrement tłumienia Λ oraz współczynnik strat mechanicznych (tangens kąta strat mechanicznych) $\operatorname{tg} \delta$, którego wartości dla wybranych materiałów przedstawiono w tabeli 2.1. Zdolności tłumiące polimerów są o kilka rzędów większe w porównaniu z innymi materiałami np. metalami. W wypadku tworzyw termoplastycznych polimery krystaliczne wykazują na ogół większe tłumienie od amorficznych.

Zależność tarcia wewnętrznego od temperatury w polimerach jest wykorzystywana przede wszystkim do badania przemian relaksacyjnych zachodzących w tych materiałach. Przykładem mogą być prace McCruma [55], Warda [125] lub Surikova i in. [110], w których wyniki badań zmiany tarcia wewnętrznego (logarytmicznego dekrementu tłumienia) wraz ze zmianą temperatury wykorzystano do określenia przemian, jakie zachodzą w budowie fizycznej polimerów.

W wyniku tarcia wewnętrznego rozpraszanie energii zachodzi przede wszystkim w postaci ciepła; część energii zużywana jest na zmiany struktury wewnętrznej polimerów. Ponieważ proces ten zachodzi w całej objętości odkształcanego materiału, więc następuje jego rozgrzewanie i podwyższenie temperatury. Znakomita większość prac badawczych prowadzonych w tym zakresie dotyczy materiałów elastomerowych. Wiąże się to z wykorzystaniem tych materiałów na elementy tłumiące drgania oraz potrzebą określenia energii, która kumuluje się wewnątrz materiału lub jest rozpraszana w postaci ciepła.

Persson [67], [68] w swojej teorii dotyczącej tarcia gumy twierdzi, że znaczna część energii jest rozpraszana podczas tarcia tego materiału w jego wnętrzu w wyniku tarcia wewnętrznego. Przedstawione wcześniej przez niego wzory (2.3), (2.4) dotyczące współczynnika tarcia dla materiałów elastomerowych zawierają między innymi część urojoną modułu sprężystości E'' (moduł stratności), która jest ściśle związana z rozpraszaniem energii wewnątrz materiału

Tabela 2.1. Współczynnik stratności mechanicznej ($\text{tg } \delta$) dla wybranych materiałów [51], [52]Table 2.1. Loss tangent ($\text{tg } d$) for some materials [51], [52]

Materiał	$\text{tg } \delta$	
	20 °C	60 °C
Stal	0,00002–0,001	
Miedź	0,0001–0,0002	
PC	0,008	0,010
PA 6 (suchy)	0,010	0,160
PA 6 (wilgotny)	0,150	0,060
PS	0,013	0,028
ABS	0,015	0,028
PVC	0,018	0,025
PP	0,070	0,070
PE-LD	0,170	0,06
PE-HD	0,030	0,070
PTFE	0,075	0,060
NBR	0,07–0,30*	
IR	0,06–0,41*	

* Wartości $\text{tg } \delta$ zależą od twardości elastomeru i temperatury

Sridhar i in. [104] wykorzystali metodę elementów skończonych i opracowali metodę określania temperatury materiałów elastomerowych poddawanych cyklicznemu obciążeniu. Uzyskane wyniki zarówno podczas badań doświadczalnych, jak i za pomocą metod numerycznych były bardzo zbliżone. Analizowano zmianę temperatury materiału w zależności od czasu.

Caroli i Nozieres przedstawili w swojej pracy [14] zagadnienia związane z histerezą odkształceń i związaną z tym dyssypacją energii w miejscu styku mikronierówności powierzchni dwóch ciał współpracujących ze sobą ślizgowo. Wynika stąd, że tarcie zewnętrznemu towarzyszy zawsze tarcie wewnętrzne w mikroobszarach styku. Autorzy zwrócili również uwagę na zmienność siły tarcia związaną z „kaskadowym”, sprzężonym oddziaływaniem między wierzchołkami mikronierówności współpracujących powierzchni.

Rozpraszenie energii wskutek tarcia wewnętrznego odbywa się nie tylko w materiałach polimerowych, ale również w innych materiałach, zwłaszcza podczas ich obciążenia zmęczeniowego. Stanowi to przyczynę do podejmowania prób powiązania temperatury materiału z energią związaną z jego cyklicznym odkształcaniem. Prowadzone w tym zakresie prace badawcze dotyczą zarówno materiałów polimerowych, jak i metali oraz materiałów ceramicznych. Przykładem pracy związanej z badaniem energetyki procesów zmęczeniowych zachodzących w metalach jest praca Kalety [37]. W pracy tej autor badał między innymi ciepło wydzielane podczas procesu zmęczeniowego

w stalowej próbce i określił rozkład temperatury w badanej próbce metodami doświadczalnymi i analitycznymi. Problem rozpraszania energii podczas badań zmęczeniowych materiałów ceramicznych został przedstawiony m.in. w pracy Roebbena i in. [80]. Autorzy przeprowadzili badania wpływu amplitudy odkształceń na ilość ciepła generowanego w wyniku tarcia wewnętrznego w badanych materiałach. Stwierdzili oni, że zależność ta jest w przybliżeniu liniowa.

Podsumowując, można stwierdzić, że tarcie wewnętrzne w materiałach polimerowych w istotny sposób przyczynia się do rozpraszania energii podczas ich cyklicznego odkształcania. Taki typ odkształceń występuje na pewno w warstwach wierzchnich współpracujących ślizgowo materiałów. Wynika to z jednej strony z chropowatości oraz błędów kształtu powierzchni elementu współpracującego z materiałem polimerowym, a z drugiej strony z sił tarcia, które również zmieniają się w sposób losowy ze stosunkowo dużą częstotliwością, powodując zmienny stan naprężeń w materiale polimerowym. W powiązaniu ze stosunkowo dużym tarcie wewnętrznym, jakie występuje w tych materiałach, prowadzi to do ich wewnętrznego rozgrzewania. Na wspomniany oscylacyjny charakter sił tarcia zwracają uwagę w swoich pracach m.in. Spector [103], Ciliberto, Laroche [18] oraz Shapiro [100].

2.5. Ciepło jako efekt procesu tarcia

Ciepło jest nieodłącznym efektem procesów tribologicznych i stanowi podstawowy składnik energii rozpraszanej w wyniku tarcia. Jego udział w całkowitej pracy tarcia wynosi zwykle ponad 80% i zależy od wielu parametrów określających warunki tarcia, takich jak: nacisk jednostkowy między współpracującymi materiałami, prędkość poślizgu, struktura geometryczna powierzchni tarcia itp.

Pytko oraz Szczerek w pracy [79] stwierdzili, że ciepło jest jednym z istotnych czynników powodujących sprzężenie zwrotne w systemie tribologicznym. Ciepło tarcia powoduje bowiem zmianę właściwości materiałowych elementów węzła tarcia, np. zmiany fazowe i mikrostruktury, decydujące o właściwościach sprężystych oraz zmiany fizyko mechaniczne decydujące o rodzaju oddziaływań warstw wierzchnich współpracujących elementów.

2.5.1. Bilans energetyczny procesów tribologicznych

Ciepło tarcia jako forma energii musi być uwzględnione w bilansie energetycznym procesu tribologicznego. Zgodnie z teorią Kosteckiego (w: [47]) proces tarcia zewnętrznego można zapisać w uproszczonej formie następująco:

$$A = Q + \Delta E \quad (2.15)$$

gdzie: A – praca sił tarcia, Q – wydzielone ciepło, ΔE – ogólny przyrost energii w węźle tarcia.

Čičinadze przedstawił w swoim przeglądowym opracowaniu [16] teoretyczne postulaty dotyczące dynamiki grzania oraz modelowania tarcia i zużywania. Postulaty te opierają się na zależnościach zawierających podstawowe wielkości charakteryzujące wpływ prędkości ślizgania, czasu i temperatury na właściwości tribologiczne współpracujących materiałów. Dotyczą one, między innymi, możliwości określenia maksymalnej temperatury tarcia jako sumy temperatur wynikających z różnych zjawisk zachodzących podczas procesu tarcia, które prowadzą do rozgrzewania współpracujących elementów.

Zagadnieniu dyssypacji energii podczas procesu tarcia w zależności od właściwości sprężystych współpracujących materiałów poświęcona została praca Ciliberto i Laroche [18]. Zbudowali oni modelowe pary ślizgowe. Okazało się, że dyssypacja energii jest tym większa, im bardziej elastyczne są współpracujące materiały. Przeanalizowany został również wpływ liczby wierzchołków mikronierówności znajdujących się na powierzchniach ślizgowych współpracujących elementów na zmienność siły tarcia oraz siły obciążającej powierzchnie współpracujących elementów.

Sadowski rozwijając w swoich kolejnych pracach [88–94] energetyczną teorię tarcia Kosteckiego, zaproponował następujące równanie opisujące procesy termodynamiczne stacjonarne zachodzące w systemie tribologicznym:

$$P_{Ft} = \dot{Q}_{dyss} + \dot{A}_{dyss} \quad (2.16)$$

gdzie: P_{Ft} – moc tarcia, \dot{Q}_{dyss} – strumień ciepła dyssypacji (powoduje nagrzewanie systemu), \dot{A}_{dyss} – moc dyssypacji mechanicznej.

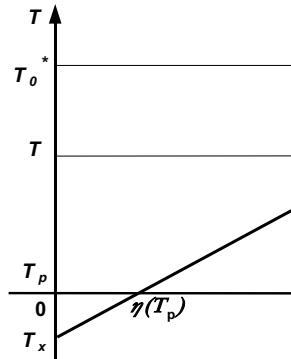
Przedstawiona również została zależność opisującą chwilową wartość współczynnika tarcia podczas normalnej pracy ślizgowej metali:

$$\mu(t) = \mu_c(t) + \mu_m(t) \quad (2.17)$$

gdzie: $\mu_c(t)$ – chwilowa wartość cieplnego współczynnika tarcia, $\mu_m(t)$ – chwilowa wartość mechanicznego współczynnika tarcia.

Udział składowej mechanicznej w całkowitej wartości współczynnika tarcia określa współczynnik η wyznaczony za pomocą składowych bilansu energetycznego. Przyjęto, że energię cieplną wytwarzają podczas tarcia mikroskopowe źródła ciepła znajdujące się w chwilowych punktach styku mikronierówności na powierzchni współpracujących materiałów. Chwilowa temperatura w punktach styku nosi nazwę „temperatury błysku”. Teorię „błysków temperaturowych” rozpoczęły badania Bowdena i Ridlera (1936) (w: [93]), którzy jako jedni z pierwszych wykazali złożoność procesu nagrzewania się ciał stałych spowodowanego tarcieniem. Kolejne prace Bloka (1937), Jeagera (1947) oraz Archarda (1958) (w: [47], [76]) przyczyniły się do dalszego rozwoju tej teorii. Analiza problematyki związanej z „temperaturą błysku”, przeprowadzona przez Sadowskiego, doprowadziła do uzyskania następującej zależności:

$$\eta = \frac{\mu_m}{\mu} = \frac{T - T_x}{T_0^* - T_x} \quad (2.18)$$

Rys. 2.6. Zależność między współczynnikiem η i temperaturą styku tarciego T [92]Fig. 2.6. Temperature of friction contact T vs. coefficient η [92]

gdzie: T_0^* – temperatura błysku, T_x – temperatura charakterystyczna, T – temperatura na granicy powierzchni współpracujących ciał.

Związek między współczynnikiem η i temperaturą styku tarciego T przedstawiono na rysunku 2.6. Wyniki badań przedstawione między innymi przez Bowdena i Ridlera uzasadniają przyjęcie założenia, że „temperatura błysku” T_0^* jest stała i przyjmuje wartość temperatury topnienia łatwiej topliwego materiału pary trącej. Pojęcie temperatury charakterystycznej T_x odnosi się do takiej wartości temperatury, w której zachodzi całkowita przemiana energii tarcia w energię cieplną. Oznacza to brak dyssypacji energii w innej postaci, czyli między innymi, brak zużywania tribologicznego współpracujących materiałów. Temperaturę charakterystyczną T_x można wyznaczyć za pomocą badań pracy właściwej zużycia systemu tribologicznego. Szczegółowy opis wyznaczania tej temperatury można znaleźć między innymi w pracach [92], [93].

Prowadząc dalsze rozważania dotyczące termodynamicznych zagadnień związanych ze zużywaniem tribologicznym, Sadowski przedstawił następującą zależność opisującą gęstość strumienia masy produktów zużycia J [$\text{g}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$], którą przyjęto jako miarę intensywność zużywania tribologicznego:

$$J = \beta \mu p v \frac{T - T_x}{T_0^* - T_x} \quad (2.19)$$

gdzie: $\beta = 1/(\sigma f_A)$ – współczynnik zużywania charakterystyczny dla pary ślizgowej, σ – napięcie powierzchniowe [N/m], f_A – powierzchnia właściwa produktów zużycia [m^2/g], m – współczynnik tarcia, p – nacisk jednostkowy [Pa], v – prędkość ślizgania [m/s].

Wynika stąd, że intensywność zużywania tribologicznego zwiększa się wraz ze zwiększeniem współczynnika tarcia, nacisku jednostkowego, prędkości ślizgania i temperatury styku tarciego oraz współczynnika zużywania β .

2.5.2. Temperatura maksymalna na powierzchni ślizgowej

Większość teorii prezentowanych obecnie w literaturze, dotyczących źródła ciepła tarcia, opiera się na wspomnianych wcześniej „błyskach temperaturowych”. Zajmował się tym zagadnieniem m.in. Archard, który przedstawił następującą zależność opisującą przyrost temperatury ΔT_{\max} w obszarze tarcia dla styku plastycznego jednakowych materiałów (w: [47]):

$$\Delta T_{\max} = 0,25 C_1 N_A L_A \quad (2.20)$$

$$N_A = \frac{\pi \mu g R_e}{J_C \rho c_p}, \quad L_A = \frac{F_N^{1/2} v}{2k(\pi R_e)^{1/2}}$$

gdzie: C_1 – współczynnik zależny od wartości współczynnika L_A , μ – współczynnik tarcia, g – przyspieszenie ziemskie, R_e – granica plastyczności współpracujących materiałów, J_C – mechaniczny równoważnik ciepła, ρ – gęstość współpracujących materiałów, c_p – ciepło właściwe współpracujących materiałów, F_N – siła normalna, v – prędkość poślizgu, k – rozpraszalność cieplna ($k = \lambda_p / \rho c_p$), λ_p – przewodność cieplna współpracujących materiałów.

Jak wynika z podanych wzorów przyrost temperatury w obszarze styku zależy wprost proporcjonalnie od wartości siły normalnej F_N obciążającej współpracującą parę ślizgową, prędkości ślizgania v oraz współczynnika tarcia μ , a także od wartości granicy plastyczności R_e i odwrotnie proporcjonalnie od właściwości cieplnych współpracujących materiałów (l, c_p) oraz ich gęstości ρ .

Statystyczne metody określenia pola rozkładu temperatury na chropowatej powierzchni elementów współpracujących w warunkach tarcia mieszanego wykorzystali w swoich badaniach Evtušenko i Ivanik [23]. Wyprowadzili oni teoretyczną zależność opisującą maksymalną temperaturę tarcia na wierzchołkach mikronierówności dwóch powierzchni elementów wykonanych z tego samego materiału:

$$T_{\max} = \frac{b_0 \mu v E \delta_h}{2\lambda_p} \quad (2.21)$$

gdzie: b_0 – bezwymiarowy parametr związany z powierzchnią styku mikronierówności, μ – współczynnik tarcia, v – prędkość poślizgu, E – moduł sprężystości wzdłużnej współpracujących materiałów, δ_h – parametr określający statystyczne zbliżenie współpracujących powierzchni, λ_p – współczynnik przewodzenia ciepła współpracujących materiałów.

W pracy Rymuzy [83] przedstawiono zależność umożliwiającą określenie temperatury T_s na powierzchni tarcia pary ślizgowej polimer–metal:

$$T_s = T_o + \frac{pv\mu}{B} \quad (2.22)$$

gdzie: T_0 – temperatura otoczenia, p – nacisk jednostkowy, v – prędkość ślizgania, μ – współczynnik tarcia, B – współczynnik cieplny uwzględniający rzuty pola powierzchni styku współpracujących materiałów na płaszczyznę równoległą do kierunku tarcia, przewodność cieplną materiału polimerowego i metalu oraz długości drogi przepływu ciepła przez element metalowy i polimerowy.

Metody numeryczne do oceny temperatury warstwy wierzchniej materiału polimerowego wykorzystali Meškov i in. [59]. Przedstawione zadanie dotyczyło elementu polimerowego poruszającego się z dużą prędkością po powierzchni przeciwelementu metalowego, na którą nie została jeszcze przeniesiona, w wyniku procesu tarcia, warstwa materiału polimerowego. Zagadnienie zostało sprowadzone do rozwiązania złożonego zadania dla dwuwymiarowego quasiliniowego parabolicznego równania przewodnictwa cieplnego we współrzędnych cylindrycznych i osiowej symetrii. Umożliwiło to określenie między innymi temperatury na powierzchni współpracujących materiałów.

2.5.3. Rozkład temperatury w materiałach współpracujących ślizgowo

Oddzielną grupę prac stanowią rozważania dotyczące przewodzenia ciepła podczas ruchu punktowych źródeł ciepła, jaki występuje podczas ślizgania się ciał w procesie tarcia. Zastosowanie metod numerycznych oraz rozwój techniki komputerowej spowodowały, że znaczna liczba prac dotyczących tej problematyki ukazała się w ostatnich latach. Temu zagadnieniu poświęcona jest między innymi praca Evtušenki i in. [146]. Przedstawili oni procedurę określania temperatury podczas ruchu tzw. „gorących styków punktowych” znajdujących się na wierzchołkach mikronierówności. Styki te stanowią punktowe źródła ciepła, które pojawiają się podczas procesu tarcia materiałów metalowych. Podczas analizy przechodzenia ciepła uwzględniono proces chłodzenia po przejściu źródła ciepła oraz badano między innymi wpływ prędkości ślizgania na rozkład pola temperatury. Stwierdzono, że temperatura wynikająca z przewodzenia ciepła malała wraz ze zwiększeniem prędkości, co uzasadniono skróceniem czasu lokalnego przewodzenia ciepła. Ponadto zauważono, że po zatrzymaniu ruchu obszar „gorących styków punktowych” ulega gwałtownemu ochłodzeniu.

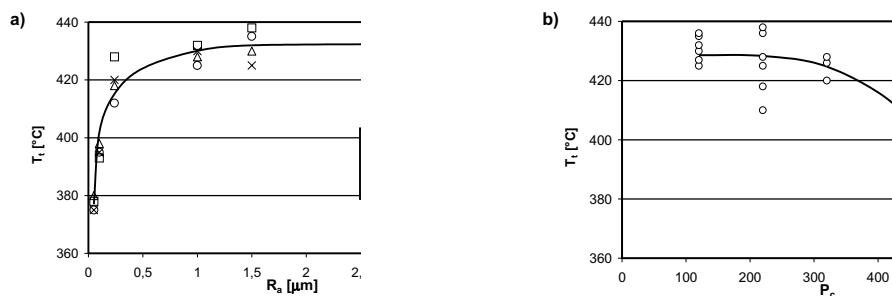
Wizualizację teoretycznego rozkładu temperatury na powierzchniach współpracujących ciał przedstawili Vick i Furey [120], [121]. Model uwzględnia właściwości materiałowe, prędkość poślizgu oraz losowość występowania kontaktu między mikronierównościami powierzchni ciał. W celu określenia rozkładu temperatury w obszarze styku dwóch współpracujących ślizgowo ciał Chantrenne i Raynaud [15] zaproponowali model mikroskopowy takiego styku. Przyjęli również założenie, że generowanie ciepła zachodzi w objętości mikrowzniesień, a przepływ ciepła następuje przez obszary mikrostyków. W swoich rozważaniach stwierdzili oni, że podczas procesu tarcia wzniesienia mikronierówności powodują zaburzenia rozkładu temperatury na powierzchni ślizgowej. Do rozwiązywania problemu wykorzystano procedury numeryczne.

Laraqi [46] przeprowadził analizę zjawisk zachodzących podczas tarcia suchego między dwoma ciałami stałymi. Przyjęto model styku pojedynczego mikrowzniesienia

z powierzchnią płaską. Obszar styku ciał uproszczono do postaci kwadratu. Oporność przewodzenia ciepła została określona na podstawie teorii ruchomego źródła ciepła, które znajduje się na powierzchni. Wyznaczony został rozkład temperatury na powierzchni oraz pod powierzchnią tarcia. Przy tak przyjętych założeniach najwyższą temperaturę uzyskano na powierzchni tarcia. Podobna tematyka została przedstawiona przez Liu i Wanga [49], którzy analizowali przyrost temperatury spowodowany termomechanicznym stykiem między mikronierównościami współpracujących ślizgowo powierzchni. Przedstawili między innymi rozkład temperatury na powierzchni pojedynczego obszaru styku. Do rozwiązania problemu korzystano zarówno z metod analitycznych, jak i numerycznych oraz przeprowadzono analizę wyników uzyskanych różnymi metodami.

Jak widać z przedstawionych prac badawczych chropowatość powierzchni współpracujących elementów odgrywa istotną rolę w rozpraszaniu energii podczas tarcia. Zagadnieniu temu poświęcona jest praca Guha i Roy Chowdhuri [30]. Przedstawiono w niej zależność temperatury tarcia na powierzchni ślizgowej materiału od chropowatości współpracującej powierzchni. Wyniki pomiarów z wykorzystaniem techniki termowizyjnej dotyczyły współpracy ślizgowej tarczy stalowej z przezroczystą szafirową próbką. Podczas badań zmieniano chropowatość powierzchni elementu stalowego i rejestrowano średnią temperaturę w obszarze styku próbki z tarczą w ustalonych warunkach procesu tarcia. Stwierdzono, że zwiększeniu chropowatości powierzchni stalowej tarczy towarzyszy wzrost temperatury tarcia (rys. 2.7). Świadczy to zdaniem autorów o zwiększonej ilości wydzielanego ciepła tarcia.

Interesujące podejście do problematyki pola temperaturowego w materiałach metalowych współpracujących ślizgowo zaprezentował Špenkov [101], [112]. Stwierdził on, że w nawodorowanej warstwie wierzchniej stali następuje dyfuzja atomów wodoru z obszarów o niższej temperaturze do obszarów o temperaturze wyższej. Proces ten zachodzi tym intensywniej, im większy jest gradient temperatury. Špenkov zaobserwo-



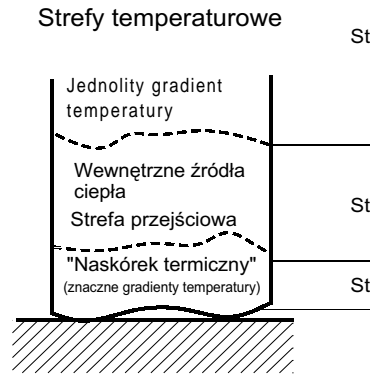
Rys. 2.7. Średnia temperatura T_t mierzona na powierzchni ślizgowej tarczy stalowej podczas współpracy z szafirową próbką [30] dla ustalonego obciążenia próbki siłą normalną $F_N = 17$ N w zależności od chropowatości: a) opisanego parametrem chropowatości R_a , b) opisanego liczbą wierzchołków mikronierówności P_c mierzonej na jednostkowej długości profilu

Fig. 2.7. The average surface temperature T_t of steel disc rubbing against sapphire pin [30] at constant load $F_N = 17$ N plotted against a) roughness parameter R_a , b) peak count P_c at the mean level of the roughened disc surface

wał, że po procesie tarcia nastąpił wzrost koncentracji atomów wodoru dla stali w warstwach głębiej położonych w stosunku do warstw przypowierzchniowych. Jego zdaniem może to świadczyć o tym, że najwyższa temperatura podczas tarcia elementów stalowych występuje w pewnej odległości pod powierzchnią tarcia, a nie na samej powierzchni. Swoje spostrzeżenia potwierdził on prowadząc pomiary temperatury za pomocą termoelementów umieszczonych na powierzchni tarcia stalowego elementu oraz na różnej głębokości pod powierzchnią tarcia. Pomiary zostały przeprowadzone dla pary ślizgowej stal-polimerowy materiał cierny FK-24A podczas pierwszych dwudziestu sekund od rozpoczęcia procesu tarcia (nacisk jednostkowy $p = 5,8$ MPa, prędkość ślizgania $v = 1,2$ m/s). Wyniki badań potwierdziły, że w początkowym okresie tarcia temperatura pod powierzchnią jest znacznie wyższa niż na samej powierzchni tarcia, a różnica może sięgać nawet 250 K. Odsunięcie miejsca występowania maksymalnej temperatury w głąb elementu stalowego od powierzchni tarcia może wynosić do 1,5 mm. Podobne spostrzeżenia dotyczące rozkładu temperatury w warstwie wierzchniej materiałów metalowych podczas ich tarcia zamieścił Piljavskij [71]. Stwierdził on, że w niewielkich odległościach pod powierzchnią tarcia temperatura jest wyższa niż na samej powierzchni styku współpracujących ciał. Wynika to, zdaniem autora, z energii rozpraszanej w wyniku odkształceń plastycznych, które powstają wewnątrz ciała podczas jego tarcia. Poza tym Piljavskij zauważył, że podczas współpracy ślizgowej ciał o różnej plastyczności ilość ciepła generowana w ciałach bardziej plastycznych jest znacznie większa niż w ciałach o większej twardości.

Abdel-Aal [1], [2] w swoich pracach przedstawił metodę określenia rozkładu temperatury w elementach metalowych podczas ich współpracy ślizgowej. W metodzie tej stosowano pomiar odkształceń całkowitych (sprężystych, plastycznych i cieplnych) z wykorzystaniem techniki laserowej. Rozwiązując układ równań opisujących stan odkształcenia badanego materiału oraz korzystając z wyników pomiarów, określił on wielkość odkształceń cieplnych, a na ich podstawie, dla znanej zależności współczynnika rozszerzalności cieplnej od temperatury, rozkład temperatury wewnątrz materiału. Abdel-Aal przedstawił również analogię między charakterystycznymi obszarami związanymi z generowaniem ciepła tarcia i związanym z tym rozkładem temperatury a charakterystycznymi obszarami odkształceń mechanicznych w materiale próbki podczas jej ślizgowej współpracy z przeciwelementem (rys. 2.8). Podobnie jak Špenkov, stwierdził on również, że w początkowym okresie tarcia (do 30 s) najwyższa temperatura w stalowej próbce współpracującej z tarczą wykonaną z materiału ciernego (Fe AISI 1018) występuje w pewnej odległości pod powierzchnią tarcia (rys. 2.9). Jego zdaniem wynika to z obecności wewnętrznych źródeł ciepła, które są związane z odkształceniami plastycznymi występującymi w obszarze pod powierzchnią tarcia (rys. 2.8).

Badania Bogdanoviča [8] jako jedne z nielicznych dotyczyły rozkładu temperatury podczas tarcia materiałów polimerowych. Obserwował on za pomocą kamery termowizyjnej rozkład temperatury na powierzchni wybranych polimerów termoplastycznych (PE-HD, PA, PS) współpracujących ślizgowo z szafirowym przeciwelementem. Stwierdził on, że występuje pewne podobieństwo w procesach związanych z przepływem ciepła

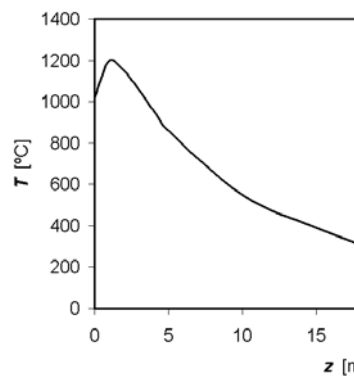


Rys. 2.8. Analogia między obszarami związanymi z generowaniem ciepła tarcia (strefy temperaturowe) a obszarami odkształceń mechanicznych (strefy mechaniczne) występującymi w materiale podczas procesu tarcia [1]

Fig. 2.8. Analogy between thermal and mechanical morphological zones developed in tribo-specimens [1]

w metalach i materiałach polimerowych. Analogia przejawia się między innymi podobną postacią krzywych przedstawiających rozkład temperatury oraz podobnym wpływem obciążenia na wartość maksymalnej temperatury w obszarze styku. Zwrócił również uwagę na wpływ temperatury na właściwości mechaniczne polimerów, zwłaszcza na moduł Younga, co uwidacznia się zmianą formy rozkładu temperatury na powierzchni ślizgania po rozgrzaniu materiału polimerowego w wyniku tarcia.

Przepływem ciepła oraz rozkładem temperatury na powierzchni styku kompozytu polimerowego i stali zajmowali się w swojej pracy Friedrich i in.[24]. Do analizy zjawisk wykorzystali oni metody numeryczne (metodę elementów skończonych). Zostało



Rys. 2.9. Rozkład temperatury T wewnątrz stalowej próbki współpracującej z materiałem ciernym w funkcji odległości z od powierzchni styku mierzonej w kierunku prostopadłym do powierzchni ślizgania po czasie $t = 20$ s od rozpoczęcia procesu tarcia [2]

Fig. 2.9. Temperature T in the bulk of rubbing steel specimen vs. distance z from nominal contact surface in normal direction (sliding time $t = 20$ s) [2]

przez nich stwierdzone, że rozkład temperatury na powierzchni styku nadaża z pewnym opóźnieniem za rozkładem obszarów rzeczywistego styku. Przeprowadzili również analizę wpływu kierunkowości włókien w kompozycie na powierzchnię rzeczywistą styku oraz na rozkład temperatury na powierzchni tarcia.

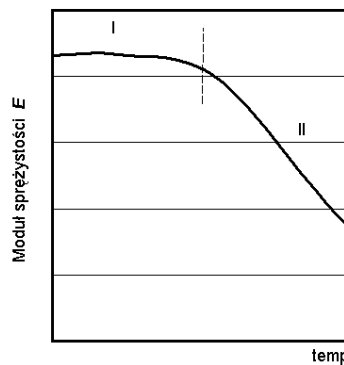
2.6. Wpływ temperatury na właściwości polimerów termoplastycznych

Jednym z najważniejszych czynników decydujących o właściwościach mechanicznych materiałów polimerowych, a zwłaszcza termoplastycznych, jest temperatura. Decyduje ona między innymi o stanie fizycznym, w jakim znajdują się te materiały i co się z tym wiąże, w jaki sposób zachowują się pod wpływem przyłożonego obciążenia. Przykładowy przebieg zmiany modułu sprężystości E wraz z temperaturą dla polimeru termoplastycznego przedstawiono na rysunku 2.10.

Wyróżnia się pięć zakresów stanu [142], w jakich może znajdować się tego typu materiał:

- I – stan sprężysty (szklisty),
- II – stan lepko-sprężysty,
- III – stan plastyczny,
- IV – stan pośredni między plastycznym i lepkim,
- V – stan lepki (ciekły).

Materiały polimerowe stosowane w budowie maszyn znajdują się niemal wyłącznie w trzech pierwszych stanach. W zakresie temperatury od 0 do 200 °C, w którym mieści się najczęściej temperatura pracy elementów maszyn wykonanych z tworzyw sztucznych, obserwuje się jednak istotne zmiany właściwości mechanicznych tych ma-



Rys. 2.10. Zmiana modułu Younga materiału polimerowego w funkcji temperatury [142]:

- I – stan sprężysty (szklisty), II – stan lepko-sprężysty (wymuszonej elastyczności),
- III – stan plastyczny, IV – stan ciekło-plastyczny, V – stan ciekły

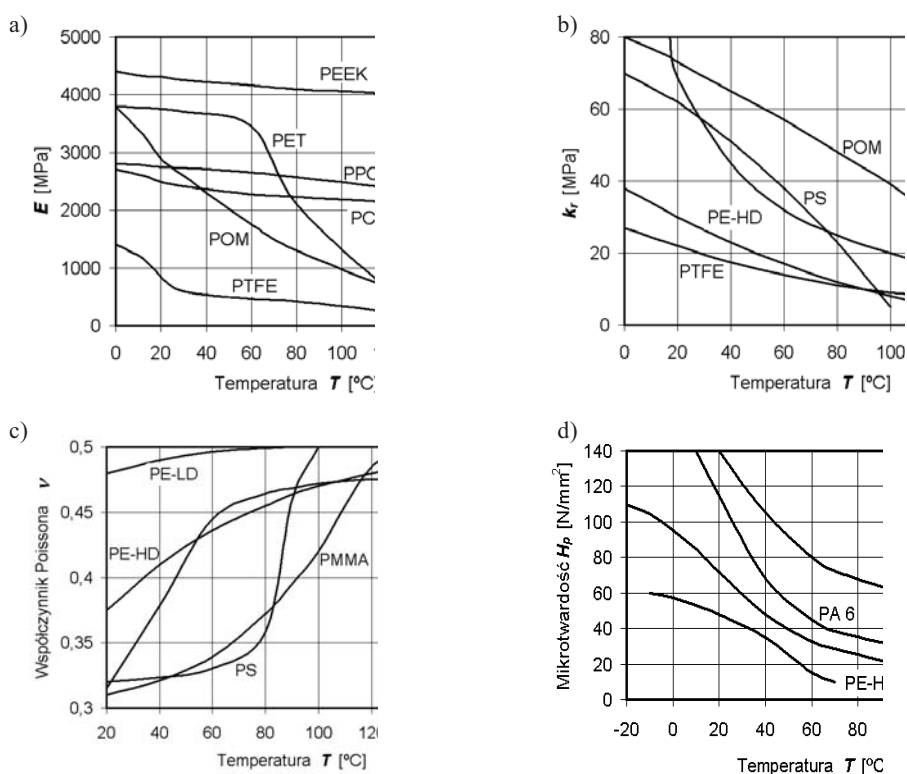
Fig. 2.10. The effect of temperature on Young's modulus for polymer material [142]:

- I – glassy state, II – viscoelasticity state, III – plastic state, IV – melt-plastic state, V – melt state

teriałów [52], [151] zwłaszcza w zakresie wytrzymałości doraźnej oraz zmęczeniowej [62]. Przykłady wpływu temperatury na moduł sprężystości E , naprężenia dopuszczalne na rozciąganie k_r , współczynnik Poissona ν oraz twardość H_p dla wybranych polimerów termoplastycznych przedstawiono na rysunku 2.11.

Wraz ze wzrostem temperatury widoczne jest zmniejszenie sztywności oraz twardości materiałów polimerowych oraz zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie. Zwiększa się natomiast wartość współczynnika Poissona.

Jeżeli znane są właściwości mechaniczne materiału polimerowego w pewnej określonej temperaturze (np. 24 °C), to można w pewnym przybliżeniu określić je w innej temperaturze, korzystając z superpozycji czasowo-temperaturowej [52], [125], [142] pod warunkiem, że materiał nadal pozostaje w stanie lepkosprężystym. Metoda ta zakłada, że lepkosprężyste zachowanie materiału w jednej temperaturze może być odniesione do innej temperatury jedynie przez zmianę skali czasu. Można ją stosować do widma relaksacji, do przebiegów naprężeń lub odkształceń, a także do modułów sprę-



Rys. 2.11. Wpływ temperatury dla wybranych materiałów polimerowych [40], [52], [83] na:

a) moduł sprężystości E , b) naprężenia dopuszczalne na rozciąganie k_r ,
c) współczynnik Poissona ν , d) mikrotwardość H_p

Fig. 2.11. The effect of temperature on properties of some polymer materials [40], [52], [83]: a) modulus of elasticity E , b) permissible tensile stress k_r , c) Poisson ratio ν , d) microhardness H_p

żystości, podatności lub lepkości. Aby wyznaczyć przybliżoną wartość np. modułu sprężystości E_T w temperaturze T , znając wartość tego modułu E_{24} w temperaturze 24 °C, można skorzystać ze wzoru:

$$E_T = a_T E_{24} \quad (2.23)$$

Do wyznaczania współczynnika przesunięcia a_T używa się zazwyczaj równania W-L-F (Wiliamsa, Landela, Ferry'ego) [125], [142], które ma następującą postać:

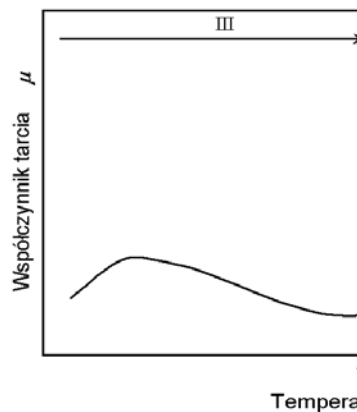
$$\ln(a_T) = \frac{C_1(T - T_g)}{C_2 + (T - T_g)} \quad (2.24)$$

gdzie: C_1 , C_2 – stałe wyznaczone doświadczalnie, T_g – temperatura zeszklenia materiału polimerowego.

Łączyński w swojej książce [52] proponuje, aby dla każdego przyrostu temperatury o 20 °C od temperatury początkowej mnożyć wartość współczynnika a_T przez 0,7, przyjmując, że wartość współczynnika a_T w temperaturze początkowej (24 °C) wynosi 1.

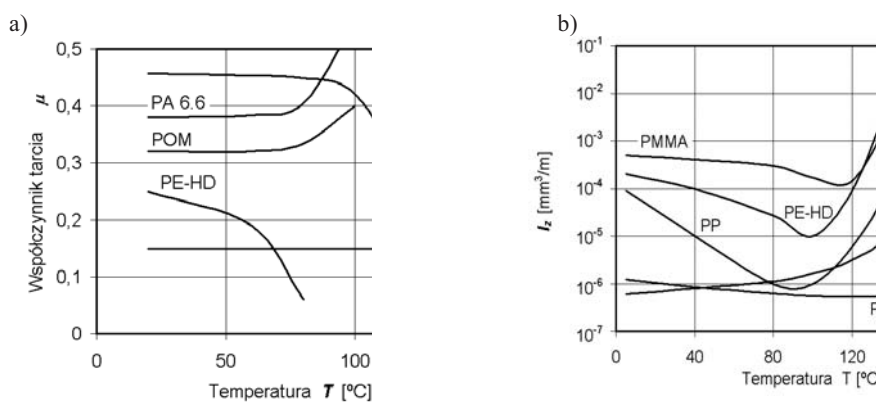
Właściwości tribologiczne, podobnie jak inne właściwości materiałów polimerowych, ulegają zmianie wraz z temperaturą. Ogólny przebieg wartości współczynnika tarcia w funkcji temperatury przedstawiono na rysunku 2.12 [5], [83].

Widoczne są trzy obszary odpowiadające stanom fizycznym, w jakich może znajdować się rozpatrywany materiał polimerowy podczas tarcia. Obszar I odpowiada stanowi wysokoelastycznemu, obszar II – wymuszonej elastyczności, obszar III natomiast odpowiada stanowi szklistemu. Wraz ze zmianą stanu fizycznego polimeru zmienia się



Rys. 2.12. Ogólna zależność współczynnika tarcia od temperatury dla polimerowych materiałów termoplastycznych [5] (T_g – temperatura zeszklenia, T_m – temperatura mięknięcia, obszar I – stan wysokoelastyczny, obszar II – stan wymuszonej elastyczności, obszar III – stan szklisty)

Fig. 2.12. The effect of temperature on coefficient of friction for thermoplastic materials [5] (T_g – glass transition temperature, T_m – temperature of melting point, I – rubbery state, II – viscoelasticity state, III – glassy state)



Rys. 2.13. Wpływ temperatury na wartość współczynnika tarcia μ (rys. a) oraz intensywność zużycia I_z (rys. b) dla wybranych polimerów współpracujących ze stalą [60], [83], [151]

Fig. 2.13. The effect of temperature on coefficient of friction μ (Fig. a) and specific wear rate I_z (Fig. b) for some polymer materials sliding against steel [60], [83], [151]

mechanizm jego tarcia W obszarze stanu szklanego (III) duże znaczenie mają straty mechaniczne podczas objętościowego przeformowania warstw wierzchnich polimeru. Udział składowej mechanicznej w pobliżu temperatury zeszklenia T_g jest porównywalny z udziałem sił adhezyjnych. W pobliżu tej temperatury występuje minimum wartości współczynnika tarcia. Wraz z dalszym wzrostem temperatury coraz większą rolę odgrywają oddziaływania adhezyjne polimeru do współpracującej powierzchni (składowa adhezyjna siły tarcia). Wartość współczynnika tarcia zwiększa się aż do osiągnięcia maksimum w pobliżu temperatury mięknięcia T_m .

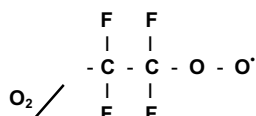
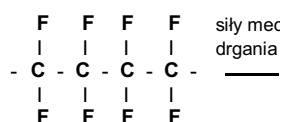
Najbardziej wrażliwymi na zmianę temperatury materiałami polimerowymi pod względem właściwości tribologicznych są termoplasty. Zmiana właściwości tribologicznych wybranych polimerów termoplastycznych w funkcji temperatury przedstawiono na rysunku 2.13. Jak wynika z przedstawionych zależności wartość współczynnika tarcia μ dla większości polimerów (z wyjątkiem PTFE) maleje, intensywność zużycia I_z natomiast ulega zwiększeniu wraz ze wzrostem temperatury.

2.7. Właściwości tribologiczne PTFE i jego kompozytów. Mechanizm tarcia i zużycia

Prowadzone od wielu lat liczne badania politetrafluoroetyleny (PTFE) mają na celu opisanie zjawisk zachodzących podczas tarcia z metalami, a tym samym określenie modelu mechanizmu tarcia i zużycia tego polimeru zarówno w postaci czystej, jak i wypełnianego. Zauważono, że PTFE (podobnie jak inne polimery) podczas ślizgowej współpracy z metalami pokrywa je cienką warstewką (filmem). Zjawisko to, którego efektem jest między innymi mała wartość współczynnika tarcia w warunkach tarcia suchego, przedstawiono w rozdziale 2.2.2.

Jintang [35] przedstawił na podstawie własnych badań następujące wyjaśnienie tworzenia polimerowej warstewki (m.in. dla PTFE) i jej utrzymywania się na powierzchni metalu. W początkowym okresie ślizgowej współpracy polimeru i metalu prawdopodobnie zachodzi adhezyjne przenoszenie polimeru na przeciwielement zależnie od oddziaływań elektrostatycznych oraz fizykomechanicznych. Ogrzewanie tarciove podnosi temperaturę na powierzchni ślizgowej polimeru, co prowadzi do rozluźnienia powiązań między polimerowymi łańcuchami molekularnymi. Jednocześnie łańcuchy, znajdujące się na powierzchni, są poddawane oddziaływaniom mechanicznym, jak ściskanie, ścinanie i rozciąganie. Powoduje to ich pękanie i tworzenie cząstek różnych rodników. Wysokoaktywne rodniki mogą reagować z łańcuchami, które nie uległy pęknięciu, przyczyniając się do powstania serii nowych przerwań łańcuchów. Mogą one także reagować z innymi rodnikami, tworząc w ten sposób nowe molekuly polimerów. Podczas tarcia polimerów po metalach również inne substancje (np. O_2 , H_2O , same metale oraz ich tlenki) mogą brać udział w reakcjach zachodzących na powierzchni tarcia. Ogólnie czynnikami wpływającymi na reakcje tribochemiczne są: budowa chemiczna i struktura molekularna polimeru, warunki tarcia (nacisk jednostkowy, prędkość ślizgania, rodzaj styku itp.), otoczenie, temperatura itd. Przedstawiony proces zachodzi w PTFE, którego łańcuchy mogą ulegać przerwaniam pod wpływem działania sił zewnętrznych występujących na powierzchni tarcia (rys. 2.14). Fragmenty cząstek zawierające rodniki mogą powodować serię reakcji łańcuchowych, jony fluoru natomiast wchodzić w reakcje z tlenkami metali lub tworzyć fluorki metali. Podczas dalszego procesu tarcia powstają coraz to nowe chemiczne wiązania punktowe między przeniesioną warstwą polimerowego materiału a powierzchnią przeciwielementu, zwiększając tym samym jej adhezję do metalowego podłoża i co się z tym wiąże jej trwałość. Przenieszone substancje mogą być usuwane w postaci produktów zużycia. Mogą również przylegać lub polimeryzować na powierzchni materiału polimerowego (przenoszenie powrotne). Całkowicie uformowana warstewka naniesiona na powierzchnię metalu powoduje, że energia na tej powierzchni jest mniejsza i następuje łatwiejsze ślizganie między łańcuchami na granicy krystalitów PTFE. Przyczynia się to do zmniejszenia sił tarcia.

Również McDonald [56], który przeprowadził badania warstwy przeniesionego materiału polimerowego na powierzchnię elementu stalowego podczas tarcia kompozytów na osnowie PTFE, stwierdził, że proces tworzenia warstewki ma źródło w chemicznych powiązaniach, które wynikają przede wszystkim z pęknięcia łańcuchów PTFE. Ponadto zaobserwował, że reakcje chemiczne mogą zachodzić również między popękkanymi łańcuchami PTFE a ołowiem występującym jako wypełniacz w jednym z badanych kompozytów. Po zastosowaniu innych wypełniaczy, np. dwusiarczku molibdeny (MoS_2) lub brązu, reakcje takie nie zostały jednak przez niego zaobserwowane. Według Cadmana [11] oraz Nikolskiego i in. [61] początek procesu tarcia PTFE po stali charakteryzuje się intensywną destrukcją PTFE i powstawaniem fluorków żelaza. Proces niszczenia zachodzi zarówno na powierzchni polimeru, jak i w warstewce PTFE przeniesionej na powierzchnię metalu. Dowodzi tego występowanie wiązań chemicznych między przeniesioną warstwą PTFE i metalowym przeciwielementem za pośred-



Rys. 2.14. Reakcje tribochemiczne zachodzące podczas tarcia PTFE po metalach (M – metal) [35]

Fig. 2.14. Tribochemical reactions while PTFE slide against metals (M – metal) [35]

dnictwem atomów żelaza i fluoru. Skład chemiczny przenoszonej warstewki i jego zróżnicowanie zależą od warunków tarcia. Podobne zjawisko zaobserwowali De-li Gong i in. [26]. Na podstawie wyników obserwacji przeprowadzonych podczas badań tribologicznych twierdzą oni, że pierwsza warstewka PTFE silnie przylega do powierzchni metalu. Powiązanie to ma charakter chemiczny, a oddziaływanie zachodzi przez atomy fluoru. Kolejno nałożone warstwy PTFE mogą zostać łatwo usunięte i z nich właśnie tworzą się produkty zużycia. Równocześnie zaobserwowano, że zmiana współpracującego z PTFE metalu nie zmienia w zasadniczy sposób wartości współczynnika tarcia.

Wpływem temperatury na tworzenie się początkowej warstewki PTFE na powierzchni stali podczas współpracy tych materiałów zajęli się Yang i in. [145]. Zaobserwowali oni, że wraz ze wzrostem temperatury wzrasta grubość tworzonej początkowo warstewki PTFE, zwłaszcza w temperaturach od 100 do 200 °C, mechanizm jej tworzenia natomiast jest zawsze taki sam niezależnie od temperatury. Uśredniony przyrost grubości

warstewki PTFE wynosił ok. 0,06 nm po każdym przesunięciu próbki PTFE po stalowym przeciwelemencie. Mechanizm przenoszenia warstewki PTFE na element stalowy, zdaniem autorów, wynika początkowo z adhezji między PTFE i powierzchnią metalu oraz ścinania w obszarze tuż pod powierzchnią polimeru.

Jisheng i Gawne [36], Tanaka i Miyata [113], Smurugov i in. [102] oraz Pleskačevski i Smurugov [72] potwierdzają również przeniesienie warstewki PTFE na powierzchnię drugiego elementu. Uzasadniają to zjawiskiem adhezji spowodowanej głównie siłami molekularnymi i elektrostatycznymi powstałymi w strefie kontaktu obu współpracujących materiałów. Także Bijwe i in. [7], którzy prowadzili badania tego materiału podczas jego współpracy z papierem ściernym, stwierdzili tworzenie się przeniesionej warstwy PTFE podczas zużywania ściernego.

Rolę przeniesionej w procesie tarcia warstewki PTFE na powierzchnię stali podkreślają w swojej pracy Senatrev i in. [99]. Zaobserwowali oni zmniejszenie wartości współczynnika tarcia i intensywności zużywania dla PTFE współpracującego ze stalą wraz ze wzrostem temperatury w przedziale od 30 do 90 °C. Uzasadniają to z jednej strony zmniejszaniem się sił adhezji między stykającymi się ciałami, a z drugiej strony wpływem temperatury na właściwości reologiczne naniesionej na element stalowy warstewki PTFE. Jak wynika z przeprowadzonych przez Senatrev i in. [98] badań tribologicznych PTFE współpracującego ze stalą, polimer ten po uformowaniu warstwy na powierzchni przeciwelementu wykazuje lepkosprężystą charakterystykę tarciovą. Wyniki badań świadczą również o tym, że początkowy okres tarcia PTFE można traktować jako proces molekularny aktywowany ciepłnie, a energia aktywacji wynosi 40–60 kJ/mol. W podobny sposób proces tworzenia i utrzymywania polimerowej warstewki na powierzchni metalu współpracującego z PTFE wyjaśnia Zhang [147]. W swoim opracowaniu przedstawił on poglądy różnych badaczy na temat procesów zachodzących podczas tarcia materiałów polimerowych po metalowych przeciwelementach.

Zjawiskami adhezji powłok z PTFE do podłoża metalowego, ich trwałością oraz próbą analitycznego opisu sił adhezji zajęli się w swojej pracy Sviridenok i in. [111]. Badania przeprowadzono dla powłok PTFE grubości 80–100 μm. Wykazano wpływ adhezji na prędkość przemieszczania się pęknięcia powstałego na powierzchni powłoki.

Analizę procesów związanych z tarciami i zużywaniem PTFE przez obserwację zmian wielkości krystalitów na powierzchni ślizgowej oraz w produktach zużycia prowadzili Vijan i Biswas [122]. Stwierdzili oni, że w wyniku tarcia następuje zwiększenie średniego rozmiaru krystalitów na powierzchni ślizgowej, natomiast w produktach zużycia wielkość krystalitów jest znacznie mniejsza. Yan i in. [144] przeprowadzili natomiast badania procesu powstawania produktów zużycia PTFE i jego kompozytów. W swojej pracy stwierdzili oni, że w wypadku kompozytów o dużej plastyczności produkty zużycia mają postać pofałdowanych wstęg i tworzą je całe, nieporozrywane łańcuchy polimerowe. Kompozyty o małej plastyczności tworzą produkty zużycia w postaci płatkowej.

2.7.1. Rola wypełniaczy w procesie tarcia i zużycia kompozytów PTFE

Wpływ wypełniaczy na mechanizm tarcia i zużycia kompozytów PTFE jest zagadnieniem bardzo złożonym ze względu na różnorodność wypełniaczy zarówno, co do ich właściwości, jak i postaci, a także ich zróżnicowany udział w objętości kompozytu. Ma to zasadnicze znaczenie w procesie tarcia tych materiałów, dlatego wiele prac poświęcono temu zagadnieniu. Można wyróżnić procesy związane ze zużyciem polimerowej osnowy oraz ze zużyciem poszczególnych wypełniaczy. Na uwagę zasługuje ponadto wzajemny wpływ wypełniaczy i polimerowej osnowy na sposób ich zużycia, a także na zjawiska zachodzące na powierzchni stalowego przeciwelementu. Właściwości kompozytów na osnowie PTFE w znacznym stopniu zależą od objętościowych i powierzchniowych charakterystyk komponentów, które zmieniają charakter procesu tarcia. Twarde cząstki wypełniacza zwiększają lokalne naprężenia podczas tarcia, co sprzyja zwiększonemu wydzielaniu się ciepła i zmianie mechanicznych procesów w porównaniu z tymi, które zachodzą podczas tarcia PTFE niemodyfikowanego. W zestawie podstawowych czynników wpływających na tarcie i zużycie kompozytów można wymienić [97]: rodzaj wypełniacza, jego udział objętościowy w kompozycie, rozmiary, formę i powierzchnię udziałową cząstek wypełniacza oraz strukturę granicy międzyfazowej między wypełniaczem a osnową. Na parametry tarcia duży wpływ mają procesy deformacji i procesy cieplne zachodzące w strefie tarcia.

Wypełniacze dzieli się ze względu na ich postać na dyspersyjne i włókniste. Badania wielu naukowców potwierdzają, że wypełniacze dyspersyjne w większości wypadków przenoszone są również do warstewki PTFE powstającej podczas tarcia na powierzchni elementu współpracującego z kompozytem.

Varley i Waterhouse [119] zaobserwowali cząstki brązu w warstewce PTFE powstałej podczas współpracy kompozytu ze stalą. Na podstawie zaobserwowanych wyników stwierdzili, że wpływ proszku brązu na współczynnik tarcia jest nieznaczny, znacznemu zwiększeniu ulega natomiast odporność na zużycie kompozytu. Badaniem wpływu proszku brązu jako wypełniacza w kompozytach PTFE poświęcona została również praca Rogowca [82]. Zaproponował on przyjęcie następującego mechanizmu zużycia tego typu kompozytów. Podczas tarcia ziarna brązu, osadzone w PTFE i dobrze izolowane cieplnie, ulegają znacznemu nagraniu. Prowadzi to do powstawania makroszczepień cieplno-adhezyjnych między ziarnami brązu a powierzchnią stalowego przeciwelementu, w wyniku czego następuje rozmazywanie brązu na powierzchni polimerowego kompozytu. Nowo powstała topografia powierzchni tarcia sprzyja zatrzymywaniu produktów zużycia na powierzchni tarcia. W przypadku małej zawartości brązu na powierzchni przeciwelementu tylko nieznaczna jego ilość ulega rozmazaniu na tej powierzchni. Utrudnia to utrzymywanie się powstającej w trakcie tarcia warstewki PTFE i powoduje zwiększone zużycie kompozytu. W wypadku kompozytów zawierających duże ilości brązu (45–60% wagowo) znaczna ilość brązu zostaje przeniesiona do warstewki pokrywającej przeciwelement stalowy. Jednocześnie w warstwie wierzchniej kompozytu również występuje duża ilość brązu. W związku z tym współpraca powierzchni podczas tarcia zachodzi przede wszystkim między brązem z próbki a brą-

zem znajdującym się na powierzchni tarcia przeciwelementu stalowego. Powoduje to wzrost intensywności zużywania kompozytów zawierających powyżej 40% wagowo brązu.

Badaniami warstewki przeniesionego materiału polimerowego powstającej podczas tarcia kompozytów PTFE zajęli się Maškov, Gadijev i in. [54]. Rezultaty ich badań wykazały, że w warstwie powierzchniowej polimeru i w warstwie przenoszona na element stalowy zachodzą złożone procesy fizyczno-chemiczne. Z jednej strony stwierdzili oni, że cienka warstewka PTFE powstająca na powierzchni elementu stalowego podczas tarcia charakteryzuje się małą energią powierzchniową i co się z tym wiąże niewielką adhezją. Jest to jedną z przyczyn dużego zużycia PTFE niemodyfikowanego. Z drugiej strony, stosując wypełniacze o dużej energii powierzchniowej, można zwiększyć adhezję warstewki do stali i co się z tym wiąże również jej trwałość. Efekt ten uzyskano, stosując proszek brązu i dwusiarczek molibdenu. Badania mikroskopowe i rentgenograficzne warstewki PTFE powstałej na elemencie stalowym potwierdziły występowanie w niej zastosowanych wypełniaczy dyspersyjnych. Nie zaobserwowano natomiast występowania włókna węglowego, które również wykorzystano jako wypełniacz w badanych kompozytach. Stwierdzono, że powstałe warstewki mają strukturę silnie zorientowaną w kierunku tarcia. Według wymienionych autorów proces tarcia i zużywania w badanych kompozytach przebiegał następująco: podczas tarcia kompozytu po metalu zachodzi mechaniczne i cieplne niszczenie polimeru. Powstające w wyniku tego procesu aktywne cząstki polimeru i jony fluoru wchodzą we wzajemne powiązania z powierzchnią stalową przeciwelementu na drodze wiązań chemicznych żelazo-fluor. Jednocześnie powstają powiązania adhezyjne między stalowym przeciwelementem a cząstkami brązu wypełniającego kompozyt i wydzielającej się miedzi. Pod wpływem przedstawionych fizycznych i chemicznych oddziaływań w czasie tarcia na rzeczywistej powierzchni styku zachodzi dekohezyjne odrywanie się fragmentów polimerowej osnowy z cząsteczkami metalicznego wypełniacza, umieszczenie ich na wolnej od tlenków powierzchni metalowego przeciwelementu oraz powiązanie z tą powierzchnią przez fluorki żelaza. Razem z fragmentami polimerowej osnowy przenoszone są również cząstki MoS_2 . Włókno węglowe występujące w kompozycie ze względu na swoją małą adhezję do metalu i małą grubość oddzielanych fragmentów osnowy polimerowej nie utrzymuje się na powierzchni elementu stalowego i zostaje usunięte ze strefy tarcia. PTFE znajdujący się w przeniesionej warstewce ma strukturę amorficzną, w której jednak występuje pewne uporządkowanie łańcuchów polimeru. Z upływem czasu w trakcie procesu tarcia grubość przenoszona powłoki powiększa się do pewnej wartości krytycznej. Następuje osłabienie wiązań między warstwami PTFE i łatwiejszy poślizg między nimi.

Senatrev i in. [97] wykazali w swoich badaniach, że proces zużywania się kompozytów PTFE podczas tarcia po stali charakteryzuje się okresowo powtarzającymi mikrocyklami. Dyskretny styk powierzchniowy kompozytu z przeciwelementem stalowym powoduje wytwarzanie się dużej ilości ciepła podczas tarcia twardych cząstek wypełniacza po stali. Przyczynia się to do powstawania wysokich lokalnych temperatur znacz-

nie przewyższających temperaturę średnią trących się materiałów. Podwyższenie lokalne temperatury do wartości krytycznej powoduje mięknienie osnowy i zmniejszenie sił tarcia oraz, co się z tym wiąże, ilości wydzielanego ciepła i zwiększenie zużycia warstwy wierzchniej kompozytu. Z tego powodu grubość nagrzanej warstwy zmniejsza się i przenoszone są do niej nowe cząstki materiału. Rozgrzewanie lokalnych objętości kompozytu powoduje rozszerzanie cieplne warstwy wierzchniej oraz zwiększenie objętości polimeru bazowego w tej warstwie. Taki przebieg procesu zużycia wyjaśnia powtarzanie się mikrocykli „rozszerzalność cieplna–zużywanie”.

Badania właściwości tribologicznych wielu kompozytów PTFE zawierających różne wypełniacze dyspersyjne podczas ich współpracy ze stalą przeprowadzili De-li Gong i in. [27]. Na podstawie uzyskanych wyników potwierdzili oni zarówno przenoszenie wypełniaczy do warstwy powstającej na powierzchni elementu stalowego, jak i powstawanie wiązań chemicznych między stalą, niektórymi wypełniaczami i fluorem pochodzącym z łańcuchów PTFE. Jednocześnie stwierdzono, że wypełniacze metaliczne mogą przerywać pasma w strukturze lamelarniej PTFE, co prowadzi do zwiększonego zużycia. Ci sami badacze zaprezentowali w innej swojej pracy [28] fizyczne modele zużycia adhezyjnego PTFE i jego kompozytów zawierających wypełniacze dyspersyjne. Materiały współpracujące z PTFE podzielono na dwie grupy, opierając się na ich chemicznych właściwościach w stosunku do PTFE. Jedną grupę stanowiły materiały o słabej aktywności chemicznej, a drugą o silnej aktywności chemicznej. Materiały należące do drugiej grupy (np. cynk, żelazo itp.) łatwo tworzą podczas tarcia wiązania chemiczne z PTFE. W zależności od materiału współpracującego przedstawiono dwa modele zużycia adhezyjnego PTFE (rys. 2.15). Podczas współpracy PTFE z powierzchniami o małej aktywności chemicznej proces przenoszenia PTFE składa się z trzech etapów:

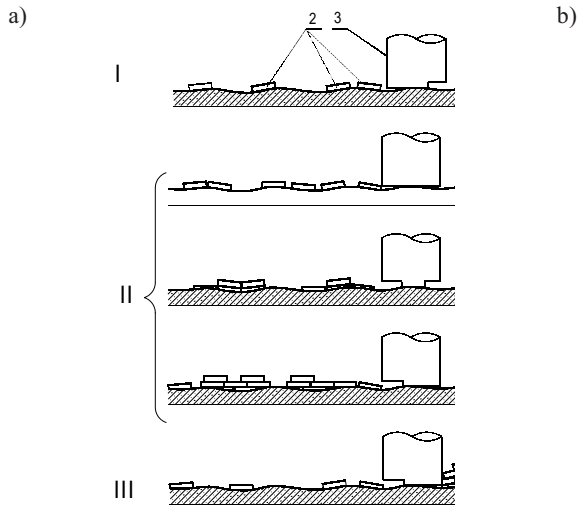
I. Zapoczątkowanie przenoszenia – wynika ono z łatwego poślizgu między pasmami PTFE i powoduje powstawanie na powierzchni tarcia płatów z PTFE,

II. Rozrastanie się przenoszonych cząstek – przeniesiona warstwa ze względu na małą aktywność chemiczną powiązana jest z podłożem jedynie przez siły van der Waalsa. Przeniesione cząsteczki mogą przemieszczać się po podłożu i rozrastać w duże płaty,

III. Odłączanie się płatów od materiału – etap ten następuje po osiągnięciu przez płat wielkości krytycznej. Następuje wówczas usunięcie płatu PTFE z powierzchni czołowej tarcia jako produktu zużycia.

Według wspomnianych autorów większość usuwanych płatów pochodzi z powierzchni czołowej tarcia próbki kompozytu.

W wypadku współpracy PTFE z powierzchniami aktywnymi chemicznie model zużycia adhezyjnego jest podobny. Różnica polega na tym, że między pierwszą przeniesioną warstwą a podłożem występują silne oddziaływania chemiczne. Oznacza to, że przemieszczanie tej warstwy jest utrudnione i dopiero kolejne przeniesione warstwy tworzące na powierzchni przeciwelementu powłokę mogą być łatwiej przemieszczane. W odróżnieniu od poprzedniego modelu produkty zużycia są tworzone z warstw środkowych powłoki, tj. występujących między próbką a pierwszą warstwą przeniesioną na przeciwelement.



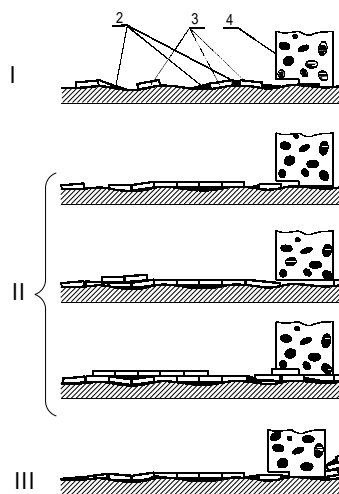
Rys. 2.15. Modele zużycia adhezyjnego PTFE [28] podczas współpracy z materiałami o małej (a) i o dużej (b) aktywności chemicznej: 1 – produkty zużycia, 2 – płytki PTFE, 3 – próbka polimerowa (PTFE), 4 – przeciwelement, I, II, III – etapy przenoszenia materiału (opis w tekście)

Fig. 2.15. Models of adhesive wear of PTFE [28] sliding against materials with low (Fig. a) and high (Fig. b) chemical activity, 1 – wear debris, 2 – PTFE particles, 3 – polymer specimen, 4 – counterface, I, II, III – periods in process of friction transfer film formation

Autorzy zaprezentowali również model zużycia adhezyjnego kompozytu PTFE zawierającego proszki metaliczne (rys. 2.16). W modelu tym zmniejszenie zużycia jest tłumaczone oddziaływaniem wypełniaczy ułatwiającym przeniesienie obciążenia przez polimerową osnowę. Metal przeniesiony do warstwy na powierzchni przeciwelementu przylega silnie do podłoża dzięki wiązaniom metalicznym i dyfuzji atomów podczas początkowego procesu przenoszenia. Umożliwia to utrzymywanie się grubszej powłoki na powierzchni przeciwelementu. Cząstki metalu ponadto są wpychane między przenoszone warstwy tworząc strukturę wielowarstwową. Struktura taka zwiększa adhezję przeniesionej warstwy do podłoża. Poza wymienionymi różnicami model ten jest podobny do modelu zużycia niemodyfikowanego PTFE (rys. 2.15).

Yan i in. [143] przeprowadzili analizę wpływu grafitu jako wypełniacza w kompozytach PTFE. Badania prowadzono dla dużego zakresu udziału objętościowego (0–50%) grafitu w kompozytach. Na podstawie uzyskanych wyników stwierdzono, że największą odporność na zużycie mają kompozyty o zawartości ok. 20% grafitu. Gdy zawartość grafitu jest większa od 40%, wówczas gwałtownie zwiększa się intensywność zużycia kompozytu PTFE–grafit. Stwierdzono, że wynika to z pojawienia się obszarów porowatych w tych kompozytach.

Problematyką związaną z oddziaływaniem wypełniaczy włóknistych w kompozytach polimerowych zajmowali się Friedrich i Walter [25]. W swojej pracy przedstawili model zużycia kompozytów zawierających krótko cięte włókno. Na podstawie ba-



Rys. 2.16. Model zużywania kompozytów PTFE wypełnianych proszkami metali [28]:
1 – produkty zużycia, 2 – cząsteczki wypełniacza, 3 – płyty PTFE, 4 – próbka z kompozytu,
5 – przeciwielement, I, II, III – etapy przenoszenia materiału (opis w tekście)

Fig. 2.16. Model of wear of PTFE composites with metallic fillers [28]
1 – wear debris, 2 – filler (metal) particle, 3 – PTFE particles, 4 – polymer specimen,
5 – counterface, I, II, III – periods in process of friction transfer film formation

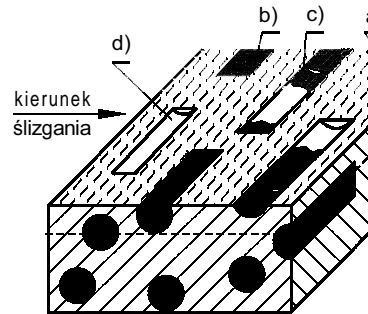
dań autorzy doszli do wniosku, że podczas zużywania takich kompozytów dominują cztery procesy usuwania składników materiału kompozytowego:

- zużywanie osnowy polimerowej,
- zużywanie ściernie włókien,
- pękanie i wykruszanie włókien,
- oddzielanie włókien od osnowy polimerowej.

Ostatnie dwa z wymienionych procesów zachodzą okresowo. Usunięcie włókna z osnowy powoduje zwiększenie jej zużycia ze względu na osłabienie materiału w tym miejscu. Ponadto cząstki usuniętego włókna po dostaniu się do strefy tarcia powodują zużywanie ściernie. Model mechanizmu zużywania przedstawiono na rysunku 2.17.

Podobnie jak Friedrich również Schelling i Kausch [96] zaobserwowali, że w wyniku wprowadzenia włókna jako wypełniacza, oprócz zużywania adhezyjnego, pojawia się zużywanie ściernie spowodowane cząstkami wykruszonych włókien, które dostają się do strefy tarcia.

Wpływ najczęściej stosowanych wypełniaczy (brązu, grafitu, włókna szklanego oraz włókna węglowego) stosowanych w wieloskładnikowych kompozytach PTFE na ich właściwości tribologiczne przedstawiono w pracach [12], [13], [129], [130], [132]–[134], [152], [153]. Zaobserwowano w nich, że rodzaj zużywania polimerowej osnowy PTFE zależy zarówno od zastosowanych wypełniaczy, jak i warunków tarcia. W kompozytach wypełnianych proszkiem brązu i grafitem zużywanie PTFE miało przede wszystkim charakter adhezyjny. W kompozytach zawierających wypełniacze włókniste (włókno



Rys. 2.17. Model mechanizmu zużycia kompozytów termoplastycznych zawierających krótko cięte włókno [25]: a) osnowa polimerowa, b) włókno, c) pęknięcia włókna, d) wgłębienia po usuniętych włóknach

Fig. 2.17. Model of different sliding wear mechanism on surface of a short fiber reinforced thermoplastic materials [25]: a) polymer matrix, b) fibre, c) fibre cracking, d) wear by fiber/matrix separation at interface

szklane, włókno węglowe) wykruszone cząstki wypełniaczy po dostaniu się do strefy tarcia powodowały zużywanie ściernie. Stwierdzono również, że podczas procesu tarcia kompozytów zawierających proszek brązu powierzchnia ślizgowa tych materiałów została pokryta warstewką rozmazanego brązu, którą z kolei pokrywała cienka powłoka PTFE pochodząca z osnowy kompozytu. Taka powierzchnia była niezwykle odporna na ścieranie, a jednocześnie dzięki plastyczności warstewki brązu oraz pokrywającemu jej powierzchnię PTFE opory ślizgania były stosunkowo nieduże. W przedstawionych pracach stwierdzono również, że na powierzchni współpracującego elementu stalowego powstawała podczas procesu tarcia cieniutka warstewka PTFE. Wraz z polimerem na powierzchnię przeciwelementu były przenoszone również cząsteczki niektórych wypełniaczy, tj. brązu i grafitu. Utrzymywały się one we wgłębieniach geometrycznej mikrostruktury powierzchni, przede wszystkim dzięki adhezji. Taka trwała powłoka na powierzchni stalowego przeciwelementu ułatwiała ślizganie kompozytów. Włókna szklane i włókna węglowe wykazują małą adhezję do powierzchni stalowej i dlatego nie utrzymywały się na niej, lecz były usuwane poza strefę tarcia w postaci produktów zużycia. Jednocześnie twarde cząstki tych włókien (głównie włókna szklanego), o ostrych krawędziach, w strefie tarcia powodowały zużycie powierzchni stalowej przez mikroskrawanie. Przedstawione w omawianych pracach badania umożliwiły określenie wpływu udziału objętościowego poszczególnych wypełniaczy na właściwości ślizgowe kompozytów PTFE.

Brąz jest wypełniaczem, który najefektywniej zwiększa odporność na zużycie rozpatrywanych kompozytów. Jeżeli jest on jedynym wypełniaczem, to najmniejsze zużycie wykazują kompozyty, w których jego objętościowy udział wynosi 20–30%. W wypadku, gdy dodatkowo występują inne wypełniacze, łączna ich ilość wraz z brązem powinna wynosić 24–26%. W razie niewielkiej ilości innych wypełniaczy (łącznie do 5%) zwiększenie zawartości brązu praktycznie nie zmienia wartości współczynnika tar-

cia. Jeżeli kompozyty nie zawierają wypełniaczy włóknistych, to przy zawartości grafitu 10–20% zwiększenie zawartości brązu do 10% powoduje zwiększenie wartości współczynnika tarcia. W wypadku występowania w kompozycie wypełniaczy włóknistych wprowadzenie do nich dodatkowo brązu powoduje zmniejszenie wartości współczynnika tarcia.

Grafit podobnie jak inne wypełniacze zwiększa odporności na zużycie, chociaż czyni to w mniejszym stopniu niż np. brąz. Wraz ze zwiększeniem jego ilości w kompozycie wartość współczynnika tarcia początkowo zwiększa się, a następnie maleje. Ilość grafitu, przy której wartość współczynnika tarcia jest maksymalna, zależy od składu kompozytu i zwykle występuje przy sumarycznej zawartości wszystkich wypełniaczy łącznie z grafitem od 15 do 20% objętościowo. Oznacza to, że podczas tworzenia kompozytów ślizgowych, pracujących w podobnych warunkach, zawierających grafit, należy unikać składów mieszczących się w przedstawionych granicach. Zawartość objętościowa grafitu w kompozytach, w których nie występuje brąz, ze względu na odporność na zużycie i małą wartość współczynnika tarcia powinna przekraczać 20%.

Włókno szklane i węglowe podobnie jak brąz i grafit zwiększają odporność na zużycie. W wypadku kompozytów zawierających tylko wypełniacze włókniste ich odporność na zużycie zwiększa się wraz z zawartością tych wypełniaczy, ale nie zależy praktycznie od rodzaju włókna. W kompozytach, zawierających oprócz wypełniaczy włóknistych również grafit, włókno szklane efektywniej redukuje wartość zużycia niż włókno węglowe. Wprowadzenie brązu do kompozytu powoduje, że w tym wypadku efektywniejsze pod względem zwiększenia odporności na zużycie jest włókno węglowe. Jeżeli sumaryczna ilość wypełniaczy dyspersyjnych (brąz, grafit) przekroczy 15%, to zwiększanie ilości wypełniaczy włóknistych w kompozytach nie zmienia w większym stopniu ich odporności na zużycie. Wartość współczynnika tarcia dla łącznej zawartości wypełniaczy włóknistych do 15% jest mniejsza w kompozytach zawierających przede wszystkim włókno węglowe.

W omawianych opracowaniach zostały ponadto określone przewidywane składy kompozytów, które w określonych warunkach tarcia ($p = 1$ MPa, $v = 1$ m/s) wykazują dużą odporność na zużycie ($I_{ZL} < 0,2$ $\mu\text{m}/\text{km}$) i jednocześnie mały współczynnik tarcia ($\mu < 0,18$). Kompozyty te powinny mieć następujący skład:

PTFE + (14–24% brązu) + (do 6% grafitu) + (do 8% włókna węglowego).

Udziały poszczególnych składników zostały podane objętościowo.

W literaturze prezentowane są także prace badawcze dotyczące tarcia i zużywania elementów maszyn wykonanych z kompozytów PTFE. Wyniki badań tribologicznych oraz rozwiązanie problemu oceny zużycia panewki łożyska ślizgowego wykonanego z kompozytu PTFE przedstawili między innymi Kovalenko i Evtušenko [41]. W rozwiązaniu problemu uwzględnili wpływ temperatury tarcia.

Podobne badania tribologicznych właściwości kompozytów PTFE wypełnianych proszkiem koksu lub brązu zastosowanych w łożyskach ślizgowych zostały przedstawione przez Tevrüza [116], [117]. Przeprowadził on badania panewek wykonanych z kompozytów PTFE pracujących w różnych warunkach tarcia. Zaobserwował on zwiększenie

szanie się wartości współczynnika tarcia oraz temperatury na powierzchni ślizgowej łożyska wraz ze zwiększeniem prędkości poślizgu. Wzrost nacisku jednostkowego powodował zmniejszenie wartości współczynnika tarcia, ale jednocześnie następowało zwiększenie zużycia. Intensywność zużywania ulegała również zwiększeniu wraz ze zwiększaniem prędkości poślizgu.

2.7.2. Właściwości tribologiczne kompozytów PTFE w obecności cieczy smarujących

Właściwości tribologiczne kompozytów PTFE pracujących ślizgowo w obecności różnych mediów stanowią oddzielne zagadnienie, któremu poświęcono liczne prace badawcze. Kompozyty te należą do grupy materiałów samosmarownych, czasami jednak pracują w obecności różnych cieczy, np. jako materiały na uszczelnienia ruchowe. W pracach [136], [139] przedstawiono wyniki badań tribologicznych kompozytów PTFE zawierających koks i grafit współpracujących ze stalą w obecności dwóch gatunków olejów syntetycznych o różnych wartościach lepkości. Zaobserwowano, że proces tarcia kompozytów PTFE po stali w tych warunkach nie jest procesem stabilnym, o czym może świadczyć między innymi duża zmienność rejestrowanej siły tarcia.

Zhang i in. [148], [150] przedstawili wyniki badań tribologicznych kompozytów PTFE wypełnianych proszkami metali, współpracujących ze stalą w obecności różnych środków smarujących. Zaobserwowali oni tworzenie się warstwy przeniesionego materiału polimerowego na powierzchni stalowego przeciwelementu zarówno podczas tarcia suchego, jak i mieszanego. W obecności oleju parafinowego proces ten jednak zachodził tylko w niewielkim stopniu. Stosowane w badanych kompozytach wypełniacze metaliczne (Cu, Pb, Ni) umożliwiły zwiększenie obciążenia próbek podczas procesu tarcia. Również sama obecność oleju zwiększyła nośność łożysk wykonanych z kompozytów PTFE w porównaniu z tarciem suchym. Nośność ta została określona za pomocą iloczynu nacisku jednostkowego i prędkości ślizgania $p \cdot v$. W obecności oleju parafinowego zaobserwowano ponadto znaczne zmniejszenie wartości współczynnika tarcia oraz zużycia badanych kompozytów PTFE.

Pytko i Szlęzak [80] przedstawili wyniki badań tribologicznych PTFE niemodyfikowanego oraz kompozytu PTFE zawierającego grafit współpracujących ślizgowo ze stalą w obecności różnych olejów. Stwierdzili oni, że wraz ze zwiększaniem nacisku jednostkowego wartość współczynnika tarcia maleje. Przedstawiono również przybliżony obszar granicznej stosowalności obu materiałów ze względu na graniczną wartość iloczynu $p \cdot v$. Na podstawie wyników badań stwierdzono, że prędkość ślizgania v powyżej 0,5 m/s, nawet przy małych naciskach p , wpływa niekorzystnie na trwałość elementów wykonanych z badanych materiałów polimerowych.

W innej pracy Pytko i Legierski [77] przedstawili charakterystyki tribologiczne poliwarstwy Ni/Al₂O₃ współpracującej z modyfikowanym PTFE podczas ograniczonego smarowania za pomocą oleju bazowego Hydrorafinat 6/95. Stwierdzili oni, że pokrycie warstwy tlenkowej (Al₂O₃) powłoką niklową powoduje kilkakrotne zmniejszenie intensywności zużywania obydwu partnerów skojarzenia ślizgowego.

Badanie mechanizmu zużywania różnych materiałów polimerowych w środowisku wodnym, w tym PTFE i jego kompozytów, przedstawiono w pracach Stolarskiego [105], Watanabe [126] oraz Mensa i de Gee [57]. Autorzy tych prac zaobserwowali zmniejszenie odporności na zużycie polimerów pracujących w obecności wody w porównaniu z ich pracą w warunkach tarcia suchego. Wyjątkiem były kompozyty PTFE zawierające grafit, których zużycie było mniejsze niż w wypadku tarcia suchego. Wykazano, że woda utrudnia tworzenie się warstewki przeniesionego PTFE na powierzchni współpracującego metalu.

2.8. Podsumowanie

Problematyka tarcia i zużywania materiałów polimerowych przedstawiana w literaturze dotyczy różnorodnych zagadnień. W wypadku miękkich tworzyw, jakimi są w większości polimery, większą rolę odgrywa oddziaływanie molekularne niż czysto mechaniczne zaczepianie mikronierówności powierzchni i ślizganie wzajemne po sobie. W procesie tarcia PTFE i jego kompozytów istotne są przede wszystkim oddziaływania mechaniczno-adhezyjne oraz tworzenie się warstwy przeniesionego materiału polimerowego na powierzchni współpracującego elementu metalowego. Proces tworzenia tej warstwy jest zapoczątkowany przez reakcje tribochemiczne między rozerwanymi łańcuchami polimeru a związkami znajdującymi się na powierzchni współpracującego metalu. Utrzymywanie polimerowej warstewki zachodzi przede wszystkim na drodze oddziaływań adhezyjnych. Istotny wpływ na trwałość tej warstewki ma struktura geometryczna powierzchni przeciwelementu, która może ułatwiać bądź utrudniać utrzymywanie się materiału polimerowego. Od tego procesu zależą między innymi właściwości tribologiczne pary ślizgowej polimer–metal. Przeniesiona warstewka polimeru powoduje pewną modyfikację struktury geometrycznej powierzchni metalu.

Z przedstawionych zagadnień dotyczących rozpraszania energii tarcia w postaci ciepła wynika, że tylko w nielicznych pracach, jak np. [8], [24], autorzy zajmowali się określeniem rozkładu temperatury w tworzywach sztucznych oraz procesem przemiany energii tarcia w ciepło w tych materiałach. W większości prac przyjmuje się najczęściej założenie, że tarcie zachodzi między materiałami o jednakowych właściwościach oraz że praca tarcia zostaje całkowicie zamieniona w ciepło. Zakłada się występowanie źródeł ciepła tylko na powierzchni tarcia. Wyjątkiem są prace [1], [2], [71], [101], które dotyczą jednak procesu tarcia metali.

Istotną rolę w procesie wydzielania się ciepła tarcia w materiałach polimerowych odgrywa tarcie wewnętrzne oraz struktura geometryczna powierzchni współpracującego elementu metalowego. Mimo to problematyka generowania ciepła tarcia w polimerach termoplastycznych jest stosunkowo rzadko poruszana w literaturze przedmiotu. Może to stanowić przyczynę do podjęcia prac badawczych, których celem byłaby analiza procesu wydzielania się ciepła podczas tarcia materiałów polimerowych oraz jego wpływu na mechanizm tarcia i zużywania tych materiałów.

3. Problematyka badawcza. Cel i zakres pracy

Na podstawie przeglądu literatury można stwierdzić, że proces tarcia i zużywania PTFE oraz jego kompozytów jest zagadnieniem bardzo złożonym, ponieważ w zależności od warunków tarcia mogą dominować różne rodzaje zużywania. W zasadzie wszyscy badacze są zgodni co do faktu przenoszenia PTFE i niektórych wypełniaczy podczas tarcia na powierzchnię współpracującego elementu metalowego i tworzenia na nim cienkiej warstewki polimerowej. Nie ma jednak zgodności co do przyczyn jej utrzymania się na powierzchni metalu. Różne są również zdania na temat mechanizmu tarcia i zużywania polimerowych kompozytów.

Niewiele prac badawczych dotyczy zagadnień związanych z procesem wydzielania się ciepła tarcia i jego wpływu na przebieg procesu tarcia materiałów polimerowych. Prezentowane w literaturze analizy procesu wydzielania ciepła tarcia dotyczą przede wszystkim tarcia materiałów metalowych (sprężystych lub elastoplastycznych), a nie materiałów polimerowych (lepkosprężystych). Większość teorii związanych z dyssypacją energii podczas procesu tarcia zakłada całkowitą przemianę pracy tarcia w ciepło, co nie jest prawdziwe zwłaszcza w wypadku materiałów polimerowych. Ponadto teorie dotyczące powstawania ciepła podczas tarcia zakładają, że jest ono generowane jedynie na powierzchni styku dwóch współpracujących ciał („błysk temperaturowy”). Nieliczne prace badawcze (m.in. [1], [2], [71], [101]), dotyczące jednak materiałów metalowych i analizujące początkowy okres procesu tarcia, dowodzą, że temperatura w głębi materiału, pod powierzchnią tarcia, jest wyższa niż średnia temperatura na powierzchni tarcia. Badacze zajmujący się materiałami elastomerowymi (gumą) [29], [67] zaobserwowali istotną rolę, jaką w procesie tych materiałów odgrywa tarcie wewnętrzne. Może ono doprowadzić do powstawania wewnętrznych źródeł ciepła i znacznego rozgrzewania tych materiałów podczas ich cyklicznego odkształcania. Wprawdzie badacze ci twierdzą, że ich spostrzeżenia związane z rolą, jaką odgrywa w omawianych procesach tarcie wewnętrzne dotyczą jedynie gumy, wydaje się jednak – na podstawie badań własnych autora niniejszej pracy [140] – że również w wypadku materiałów polimerowych, jakimi są PTFE i jego kompozyty, tarcie wewnętrzne będzie prowadziło do powstawania źródeł ciepła wewnątrz materiału polimerowego podczas jego ślizgowej współpracy z metalem. Stwierdzono [103], [139], że siły tarcia mogą zmieniać się ze stosunkowo dużą częstotliwością, powodując zmienny stan odkształceń w objętości materiału polimerowego. Dodatkową zmienność odkształceń w warstwie wierzchniej powodują odchyłki kształtu powierzchni współpracującego z nim sta-

lowego przeciwelementu, takie jak: falistość, chropowatość, bicie obracającego się przeciwelementu itp. Można zatem sądzić, że podczas ślizgowej współpracy kompozytów PTFE z metalami ciepło tarcia jest generowane nie tylko na powierzchni tarcia, ale również we wnętrzu kompozytów. Ze względu na małą przewodność cieplną materiałów polimerowych prowadzi to w razie dużej ilości generowanego ciepła do powstawania znacznych różnic temperatury w materiale polimerowym, przy czym najwyższa temperatura w objętości materiału polimerowego wystąpi w pewnej odległości pod powierzchnią styku współpracującej pary ślizgowej. Wyższa temperatura występująca w głębi polimerowego materiału termoplastycznego może przyczynić się do nieco odmiennego sposobu zużywania się tego materiału podczas procesu tarcia. Oznacza to, że zagadnienie generowania ciepła i związanego z tym rozgrzewania współpracujących materiałów w procesie tarcia tworzyw sztucznych jest szczególnie ważne, ponieważ właściwości tych materiałów zależą w istotny sposób od temperatury.

Jak dotychczas niewiele publikacji dotyczyło omawianych zagadnień. Słuszne wydaje się więc podjęcie tej problematyki i przeprowadzenie własnych prac badawczych w tym zakresie oraz dokonanie próby opisu procesów zachodzących podczas tarcia po stali kompozytów PTFE, zawierających różne wypełniacze, ze szczególnym uwzględnieniem rozgrzewania materiału polimerowego w wyniku rozpraszania energii tarcia w postaci ciepła.

Uwzględnwszy przedstawioną problematykę badawczą sformułowano następujące cele pracy:

Cele poznawcze

- Analiza procesu wydzielania się ciepła podczas tarcia polimerowych kompozytów po stali (natura ciepła tarcia) – potwierdzenie przypuszczenia, że ciepło generuje się podczas procesu tarcia nie tylko na powierzchni styku współpracujących materiałów, ale również w ich wnętrzu wskutek tarcia wewnętrznego.
- Potwierdzenie przypuszczenia, że najwyższa temperatura, do której rozgrzeje się kompozyt PTFE podczas ślizgowej współpracy ze stalą będzie występowała w pewnej odległości, w objętości polimeru, pod powierzchnią tarcia.
- Wyjaśnienie roli stanu chropowatości powierzchni elementu stalowego w procesach tribologicznych zachodzących podczas tarcia kompozytów PTFE (w tym wydzielania się ciepła tarcia).
- Analiza procesów tarcia i zużywania kompozytów PTFE współpracujących ze stalą w świetle wydzielania się ciepła tarcia.
- Zaproponowanie modelu mechanizmu tarcia i zużywania kompozytów PTFE współpracujących ze stalą z uwzględnieniem rozgrzewania materiału polimerowego w wyniku ciepła tarcia.

Cele uylitarne

- Określenie zakresu chropowatości powierzchni stalowego przeciwelementu, w którym współpracująca para ślizgowa kompozyt PTFE–stal będzie miała najlepsze właściwości tribologiczne.

- Określenie zakresów parametrów ruchowych (p – nacisk jednostkowy, v – prędkość ślizgania), w których kompozyty PTFE będą miały najlepsze właściwości tribologiczne podczas współpracy ze stalą.
- Analiza rozkładu temperatury w wykonanym z kompozytu PTFE pierścieniu uszczelniającym wał obrotowy podczas jego tarcia po stali.

Aby osiągnąć wymienione cele, przewidziano następujący zakres prac:

1. Przeprowadzenie badań wpływu chropowatości powierzchni elementu stalowego na właściwości tribologiczne współpracujących z nim kompozytów PTFE oraz na ilość wydzielanego ciepła tarcia.
2. Przeprowadzenie badań rozkładu temperatury na powierzchni elementu wykonanego z kompozytu PTFE podczas jego tarcia po stali oraz podczas próby cyklicznego ściskania – pomiary termograficzne.
3. Przeprowadzenie badań tarcia wewnętrznego oraz zdolności tłumienia drgań przez kompozyty PTFE w różnych temperaturach otoczenia.
4. Przeprowadzenie badań mikroskopowych powierzchni ślizgowej kompozytów oraz elementu stalowego po procesie tarcia mających na celu wyjaśnienie mechanizmu tarcia i zużycia kompozytów PTFE.
5. Opisanie mechanizmu tarcia i zużycia kompozytów PTFE z wypełniaczami dyspersyjnymi podczas współpracy ze stalą.

4. Właściwości tribologiczne kompozytów PTFE podczas współpracy ze stalą

4.1. Wprowadzenie

Podczas procesu tarcia kompozytów polimerowych po stali w systemie tribologicznym występują jednocześnie różnorodnie oddziaływania zarówno fizyczne jak i chemiczne związane z budową warstwy wierzchniej elementów biorących udział w procesie tarcia. Wśród wielu czynników stan powierzchni współpracujących elementów oraz warunki procesu tarcia określone parametrami ruchowymi odgrywają znaczącą rolę w przebiegu procesów tribologicznych. Do ważniejszych wielkości charakteryzujących stan powierzchni należą: umocnienie powierzchni, którego miarą jest twardość oraz struktura geometryczna powierzchni, a zwłaszcza chropowatość. Przeprowadzona wcześniej analiza wpływu stanu powierzchni warstwy wierzchniej stali na tribologiczne właściwości współpracujących z nią kompozytów PTFE [137] wykazała jego istotny wpływ na wspomniane właściwości. Do opisu struktury geometrycznej powierzchni wykorzystano parametr R_a . Jest on w praktyce jednym z najczęściej stosowanych parametrów opisujących chropowatość powierzchni, ale niestety nie daje on jednoznacznego ilościowego opisu cech chropowatości [62], [64], [69]. Wynikła stąd potrzeba wyboru spośród wielu parametrów opisujących chropowatość powierzchni tych, które korelują w największym stopniu z tarciami i zużywaniem kompozytów PTFE podczas ich ślizgowej współpracy ze stalą. Obecnie coraz większe zainteresowanie wśród badaczy mają parametry trójwymiarowe [42], [44], [127], między innymi SR_q , SR_a , SR_{ku} , SR_y , SR_z itp., odpowiadające parametrom dwuwymiarowym R_q , R_a , R_{ku} , R_y , R_z . Uwzględniają one trójwymiarowość powierzchni, dlatego w o wiele lepszy sposób prezentują ocenę jej topografii. Niestety nie są one jak dotychczas znormalizowane (istnieje jedynie projekt normy ISO w tym zakresie), jak również nie są stosowane w praktyce inżynierskiej ze względu na wysoką cenę urządzeń umożliwiających ich pomiar. Z tych między innymi powodów przeprowadzoną analizę statystyczną [141] ograniczono do najczęściej stosowanych w tym celu parametrów profilu dwuwymiarowego, takich jak:

- parametry wysokościowe – R_a , R_q , R_z , R_{3z} , R_p , R_v , R_y ,
- parametry wzdluzne – S , S_m ,
- parametry opisujące kształt nierówności powierzchni – $\Delta\alpha$, r , Δ ,
- parametry statystyczne oceny profilu – R_{ku} , R_k , R_{pk} , R_{vk} .

Opis tych parametrów można znaleźć w literaturze m.in. [62], [70], a także w ramach wykazu oznaczeń w niniejszym opracowaniu.

Przeprowadzona analiza [141] wykazała, że:

- Największy wpływ na wartość współczynnika tarcia mają parametry chropowatości powierzchni elementu stalowego związane z kształtem mikrowzniesień profilu, tj. S_m , $\Delta\alpha$, R_k . Wytlumaczenia roli tych parametrów w procesie tarcia można doszukiwać się w tym, że kształt mikrowzniesień ma wpływ na tworzenie i utrzymywanie się warstwy przeniesionego PTFE na powierzchni elementu stalowego. Ponadto parametry te wiążą się z możliwą liczbą punktów styku oraz wielkością i kształtem mikroobszarów styku między powierzchnią kompozytu polimerowego a przeciwelementem metalowym. Można wnioskować, że wymienione parametry mają wpływ na udział adhezyjnych i mechanicznych oddziaływań między współpracującymi powierzchniami polimeru i stali i co z tym się wiąże – na wartość sił tarcia.

- Największy wpływ na zużycie kompozytów PTFE mają parametry związane z wysokością mikrowzniesień profilu tj. R_p , R_{pk} oraz bezwymiarowy kompleksowy wskaźnik chropowatości Δ ($\Delta = R_y/r$), którego wartość zależy od średniego promienia zaokrąglenia wierzchołków r oraz maksymalnej wysokości wzniesienia R_y . Zwiększanie wysokości mikronierówności oraz zaostrenie (mała wartość promienia r) profilu elementu stalowego zwiększa ich mechaniczne oddziaływania na powierzchnię elementu polimerowego. Powoduje to zwiększenie udziału zużywania ściernego i prowadzi do większych wartości intensywności zużywania liniowego materiału polimerowego.

- Najbardziej uniwersalnym parametrem wykorzystanym do określenia chropowatości w funkcjach regresji opisujących zarówno współczynnik tarcia, jak i intensywność zużywania liniowego okazał się parametr R_{3z} , dla którego uzyskano w obu przypadkach dobre korelacje z wynikami badań dla większości badanych kompozytów.

W dalszej części pracy zostanie przeprowadzona analiza chropowatości powierzchni stalowego elementu, aby ocenić jej wpływ na właściwości tribologiczne kompozytów w powiązaniu z twardością elementu stalowego. Ze względu na uniwersalność parametru R_{3z} , stwierdzoną w omawianej wcześniej pracy [141], do analizy wpływu chropowatości na właściwości tribologiczne pary ślizgowej kompozyt PTFE–stal wybrano ten właśnie parametr. Podobne rezultaty dla pary ślizgowej żeliwo–stal otrzymano podczas badań, których wyniki przedstawiono w pracy Cichosz i in. [17]. Autorzy przedstawili w niej między innymi ocenę statystyczną wielu parametrów opisujących chropowatość powierzchni współpracujących ślizgowo elementów. Zaobserwowali oni dużą korelację między zużyciem badanych elementów a chropowatością ich powierzchni ślizgowej opisaną za pomocą parametru R_{3z} .

4.2. Badania tribologiczne

4.2.1. Wybór materiałów do badań tribologicznych

Do badań wybrano następujące kompozyty utworzone na podstawie krajowego PTFE (Tarflen), które zostały wyprodukowane przez Zakłady Azotowe SA w Tarnowie.

- PTFE + 24% grafitu – Tarflen TG25,
- PTFE + 27% koksu – Tarflen TK25,
- PTFE + 24% koksu + 3% grafitu – Tarflen TK22G3.

Podane zawartości wypełniaczy w kompozytach zostały określone objętościowo. Zastosowanie wypełniaczy dyspersyjnych miało na celu uzyskanie kompozytów o w miarę jednorodnej strukturze materiału, dla których otrzymywane wyniki badań byłyby powtarzalne. Jako wypełniacze wykorzystano grafit cejloński o uziarnieniu do 70 μm i koks naftowy o uziarnieniu do 63 μm .

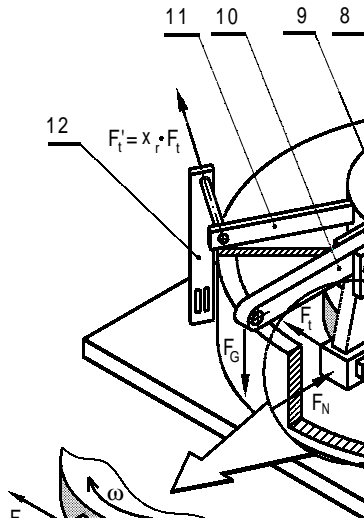
Kompozyty polimerowe współpracowały podczas badań z przeciwelementami stalowymi w postaci tarcz wykonanych ze stali 40HM (42CrMo4 PN-EN10083-1). Wybrany gatunek stali gwarantował uzyskanie szerokiego zakresu twardości (od 26 do 56 HRC) tarcz średnicy ϕ 200 mm i grubości 20 mm bez wewnętrznych wad materiałowych.

4.2.2. Stanowisko badawcze

Badania tribologiczne przeprowadzono w Instytucie Konstrukcji i Eksploatacji Maszyn Politechniki Wrocławskiej na stanowisku „Tribotester” (rys. 4.1), którego opis, a także metodę pomiaru współczynnika tarcia oraz zużycia przedstawiono w opracowaniu [138]. Podczas tarcia próbka badanego materiału (1a) w postaci płytki współpracowała z powierzchnią walcową tarczy wykonanej ze stali (2). Próbki były docierane przed rozpoczęciem pomiarów pod obciążeniem równym połowie obciążenia F_N wynikającego z zadanego, w ramach przyszłego pomiaru, nacisku jednostkowego p . Droga, którą przebywała próbka podczas docierania wynosiła minimum 5 km. Wynikami badań były: wartość siły tarcia $F_t(t)$ między próbką kompozytu a przeciwelementem stalowym rejestrowana podczas całego pomiaru oraz wartość zużycia liniowego Z_L próbki po przebyciu określonej drogi tarcia L . Na ich podstawie określono dla każdej pary ślizgowej średnią wartość współczynnika tarcia μ podczas pomiaru, z pominięciem początkowego okresu rozgrzewania współpracującej pary ślizgowej (ok. 30 min), oraz średnią intensywność zużywania liniowego $I_{ZL} = Z_L/L$. Ta ostatnia wielkość została przyjęta jako miara odporności kompozytu na zużywanie.

4.2.3. Badanie wpływu chropowatości i twardości stali na właściwości tribologiczne pary ślizgowej kompozyt PTFE–stal

Jak wspomniano wcześniej stan powierzchni współpracujących elementów odgrywa znaczącą rolę w przebiegu procesów tribologicznych. Przeprowadzone badania miały na celu określenie wpływu chropowatości i twardości powierzchni elementu stalowego na proces tarcia i zużywania kompozytów PTFE współpracujących ze stalą. Do analizy wpływu chropowatości na właściwości tribologiczne kompozytów PTFE przyjęto, wybrany na podstawie wcześniejszych badań [141]], parametr R_{3z} . Jego wartość zmieniła się w przedziale od 0,7 do 6,5 μm . Zmiany chropowatości walcowej powierzchni



Rys. 4.1. Stanowisko do badań tribologicznych materiałów polimerowych: 1 – próbka w oprawce (1a – próbka), 2 – przeciwelement, 3 – grzałka, 4 – obudowa komory, 5 – pokrywa, 6 – łożysko, 7 – wrzeciono, 8 – osłona wrzeciona, 9 – obudowa łożyska, 10 – dźwignia obciążająca, 11 – ramię oporowe, 12 – belka pomiarowa z naklejonym układem tensometrów

Fig. 4.1. Schematic diagram of experimental apparatus for tribological research of polymers
1 – specimen encasing (1a – specimen), 2 – counterface, 3 – heater, 4 – chamber housing,
5 – cover, 6 – bearing, 7 – spindle, 8 – spindle housing, 9 – bearing housing, 10 – weight lever,
11 – block arm, 12 – measuring beam with tensometres

roboczej przeciwelementu uzyskiwano przez szlifowanie jej papierem ściernym o różnej ziarnistości. Pomiar parametrów chropowatości przeprowadzono za pomocą profilografometru FORM TALYSURF 120L firmy Rank Taylor Hobson Limited. Odpowiednią twardość, która wynosiła dla poszczególnych stalowych przeciwelementów od 26 do 56 HRC, uzyskano za pomocą odpowiedniej obróbki cieplnej. Aby zmniejszyć liczbę doświadczeń, opracowano program badań metodą planu rotalnego zwanego również planem o symetrii obrotowej [53], [75], [128], [135]. Praktycznie przyjmuje się, że jest to planowanie jednostajnie dokładne o jednakowej wariancji – takiej samej jak w punkcie centralnym planu. Podczas realizacji eksperymentu na 5 poziomach określa się liczbę doświadczeń N dla tego typu planu za pomocą następującej zależności:

$$N = 2^S + 2S + N_0 \quad (4.1)$$

gdzie: S – liczba zmiennych wejściowych eksperymentu, N_0 – liczba doświadczeń w punkcie centralnym eksperymentu (zależy od S) [53].

Za parametry zmienne (wielkości wejściowe) procesu tarcia przyjęto na tym etapie badań chropowatość powierzchni i twardość przeciwelementu stalowego, zatem dla

Tabela 4.1. Wyniki badań tribologicznych kompozytów PTFE współpracujących ze stalą w warunkach tarcia technicznie suchego, $p = 2 \text{ MPa}$, $v = 3 \text{ m/s}$ (TG25 – PTFE + 24% obj. grafitu, TK25 – PTFE + 27% obj. koksu, TK22G3 – PTFE + 24% obj. koksu + 3% obj. grafitu)
 Table 4.1. The results of tribological investigations of PTFE composites sliding against steel under dry friction conditions, $p = 2 \text{ MPa}$, $v = 3 \text{ m/s}$ (TG25 – PTFE+24 vol.% graphite, TK25 – PTFE +27 vol.% carbon, TK22G3 – PTFE + 24 vol.% carbon + 3 vol.% graphite)

R _{3z} [μm]	Twardość HRC przeciw- elementu	T _o = 60 °C						T _o = 110 °C					
		TG25		TK25		TK22G3		TG25		TK25		TK22G3	
		μ	I _{ZL} [μm/km]	μ	I _{ZL} [μm/km]	μ	I _{ZL} [μm/km]	μ	I _{ZL} [μm/km]	μ	I _{ZL} [μm/km]	μ	I _{ZL} [μm/km]
4,23	25,7	0,129	12,3	0,176	1,1	0,180	1,3	0,120	10,7	0,205	1,4	0,280	2,2
1,86	32,7	0,147	1,6	0,217	1,4	0,215	1,4	0,119	2,0	0,225	1,8	0,260	1,6
4,39	32,1	0,127	26,0	0,189	1,2	0,180	2,0	0,118	18,7	0,240	2,1	0,180	2,3
0,71	42,2	0,138	1,2	0,340	3,8	0,340	3,5	0,134	0,8	0,215	2,3	0,440	4,4
4,49	41,8	0,121	22,1	0,169	1,1	0,177	1,7	0,113	22,2	0,229	2,5	0,430	2,2
4,49	41,8	0,122	19,9	0,165	1,2	0,176	1,9	0,113	20,8	0,255	3,1	0,420	2,8
4,49	41,8	0,122	15,7	0,171	1,6	0,175	1,3	0,115	18,8	0,238	2,8	0,420	2,8
4,49	41,8	0,123	14,2	0,171	1,5	0,171	1,6	0,115	21,3	0,243	2,9	0,410	3,0
4,49	41,8	0,122	12,6	0,171	1,6	0,175	1,9	0,117	18,4	0,230	2,5	0,411	3,0
6,45	41,4	0,126	47,0	0,188	3,7	0,179	8,5	0,124	37,8	0,214	5,0	0,210	11,2
1,71	48,5	0,150	1,9	0,194	1,6	0,195	1,3	0,127	1,8	0,275	2,8	0,425	3,5
5,71	48,3	0,120	28,0	0,173	1,2	0,181	1,5	0,108	28,5	0,255	3,4	0,360	2,3
4,02	56,0	0,122	16,0	0,188	1,4	0,178	1,3	0,112	11,9	0,290	2,9	0,440	2,3

dwóch zmiennych wejściowych liczba doświadczeń w eksperymencie wynosi $N = 2^2 + 2 \cdot 2 + 5 = 13$. Przez stosowanie planu rotalnego eksperymentu otrzymuje się odpowiednie powiązanie [53], [135] twardości i chropowatości powierzchni elementów stalowych (tabela 4.1), które współpracowały podczas badań tribologicznych z kompozytami PTFE.

Badania tribologiczne przeprowadzono w warunkach tarcia technicznie suchego przy ustalonych wartościach parametrów ruchowych: średnim nacisku jednostkowym $p = 2$ MPa, prędkości ślizgania $v = 3$ m/s i temperaturze otoczenia $T_o = 60$ °C oraz 110 °C. Wyniki eksperymentu (tabela 4.1) przedstawiają średnie wartości współczynnika tarcia μ oraz intensywności zużywania liniowego I_{ZL} .

Na ich podstawie wyznaczono wielowymiarowe funkcje regresji opisujące zależność współczynnika tarcia oraz intensywności zużywania liniowego od twardości oraz od wartości parametru R_{3z} opisującego chropowatość powierzchni przeciwelementu stalowego. Jako postać tych funkcji regresji przyjęto, zalecany dla zastosowanego planu eksperymentu, wielomian drugiego stopnia [53], [75]:

$$Y = a_0 + a_1R + a_2H_p + a_3R^2 + a_4H_p^2 + a_5RH_p, \quad (4.2)$$

gdzie: Y – wielkość wyjściowa (współczynnik tarcia μ lub intensywność zużywania liniowego I_{ZL}), $a_0 \dots a_5$ – współczynniki wielomianu, R – zmienna opisująca chropowatość powierzchni (R_{3z}), H_p – zmienna opisująca twardość powierzchni (HRC).

Współczynniki wielomianów obliczono metodą najmniejszych kwadratów. Następnie przeprowadzono analizę statystyczną uzyskanych funkcji regresji, korzystając z testu F , który sprawdza istotność korelacji wielowymiarowej między wartościami wielkości wyjściowej otrzymanymi na podstawie funkcji i uzyskanymi jako wyniki eksperymentu. Wartość tego testu powinna przekraczać wartość krytyczną F_{kr} , która zależnie od przyjętego poziomu istotności α wynosi odpowiednio 5,67 (dla $\alpha = 0,01$) lub 3,97 (dla $\alpha = 0,05$). Wartości współczynników wielomianów opisujących właściwości tribologiczne badanych kompozytów wraz z oceną statystyczną uzyskanych funkcji regresji przedstawia tabela 4.2.

Ponieważ w otrzymanych funkcjach regresji (z wyjątkiem jednej funkcji opisującej wartość współczynnika tarcia μ dla kompozytu Tarflen TK22G3) wartości testu F przekraczają wartość krytyczną, więc nie ma podstaw do odrzucenia tych funkcji jako nieadekwatnych do wyników uzyskanych podczas doświadczenia. Zwraca uwagę fakt, że większe wartości testu F otrzymano dla funkcji opisujących intensywność zużywania I_{ZL} niż dla funkcji opisujących współczynnik tarcia μ . Można z tego wnioskować, że zużywanie badanych kompozytów polimerowych w większym stopniu jest uzależnione od chropowatości powierzchni niż wartość współczynnika tarcia.

W celu łatwiejszej analizy wpływu chropowatości powierzchni i twardości przeciwelementu stalowego na właściwości tribologiczne badanych kompozytów uzyskane funkcje regresji przedstawiono w formie wykresów przestrzennych na rysunkach 4.2–4.7. Wynika z nich, na co już wcześniej zwrócono uwagę, że chropowatość powierzchni

Tabela 4.2. Współczynniki wielomianów opisujących właściwości tribologiczne (współczynnik tarcia μ , intensywności zużycia liniowego I_{ZL}) kompozytów PTFE w zależności od twardości (HRC) i chropowatości (R_{3z}) współpracującego przeciwelementu oraz statystyczna ocena uzyskanych funkcji regresji (współczynnik korelacji R^2 , test F), (TG25 – PTFE + 24% obj. grafitu, TK25 – PTFE + 27% obj. koksu, TK22G3 – PTFE + 24% obj. koksu + 3% obj. grafitu)

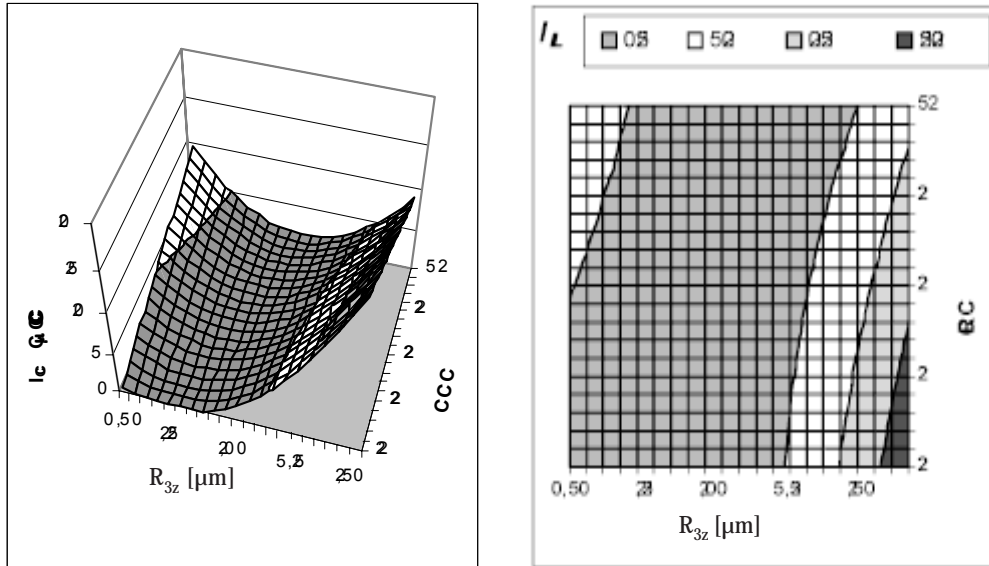
Table 4.2. The coefficients of the polynomials describing tribological properties (coefficient of friction μ and specific linear wear rate I_{ZL}) of PTFE composites as a function of hardness (HRC) and the roughness parameter (R_{3z}) of the steel counterface. Statistical correlation R^2 and test F calculated for the regression functions (TG25 – PTFE+24 vol.% graphite, TK25 – PTFE +27 vol.% carbon, TK22G3 – PTFE+24 vol.% carbon +3 vol.% graphite)

Współ- czynnik wielomianu	$T_o = 60 \text{ }^\circ\text{C}$					
	TG25		TK25		TK22G3	
	μ	I_{ZL}	μ	I_{ZL}	μ	I_{ZL}
a_0	0,1768	-9,9528	0,45032	0,39507	0,39296	-0,62548
a_1	-0,0088	1,79421	-0,0891	-1,0747	-0,086	-1,5185
a_2	-0,0011	0,20847	-0,0035	0,12568	-0,00061	0,16972
a_3	0,0011	1,31906	0,0082	0,25281	0,00731	0,52402
a_4	0,00014	0,00189	0,00003	-0,0007	-0,00001	-0,00051
a_5	0,0001	-0,1006	0,00027	-0,0187	0,00034	-0,04133
R^2	0,858	0,954	0,8980	0,9107	0,8935	0,9258
Test F	3,98	14,30	5,83	6,81	5,54	8,40
$T_o = 110 \text{ }^\circ\text{C}$						
a_0	0,0881	-51,455	0,15521	-3,4094	-0,71466	-8,17852
a_1	0,0034	3,154	0,02682	-0,25	0,10996	-0,16445
a_2	0,0013	2,351	-0,0006	0,22264	0,03894	0,40518
a_3	0,0014	0,4037	-0,0029	0,13723	-0,0124	0,63407
a_4	0	-0,0284	0,00005	-0,0017	-0,00033	-0,00083
a_5	-0,0004	0,0045	-0,0002	-0,0099	-0,00099	-0,08939
R^2	0,9797	0,9941	0,8975	0,9593	0,8391	0,9300
Test F	33,44	118,03	5,80	16,15	3,33	8,97

stali w znacznie większym stopniu wpływa na właściwości tribologiczne współpracujących z nią kompozytów PTFE niż jej twardość.

Intensywność zużycia kompozytu Tarflen TG25 zwiększa się wraz z chropowatością powierzchni przeciwelementu stalowego, wartość współczynnika tarcia natomiast zmniejsza się nieznacznie. Najkorzystniejsza chropowatość opisana parametrem R_{3z} ze względu na właściwości tribologiczne tego materiału powinna wynosić poniżej 3 μm . Twardość przeciwelementu stalowego w niewielkim stopniu wpływa na wartość współczynnika tarcia omawianego kompozytu.

Wpływ chropowatości powierzchni i twardości przeciwelementu stalowego na tarcie i zużycie dla kompozytów zawierających koks (Tarflen TK25, Tarflen TK22G3) jest podobny. Wraz ze zwiększaniem wartości parametru R_{3z} intensywność zużycia

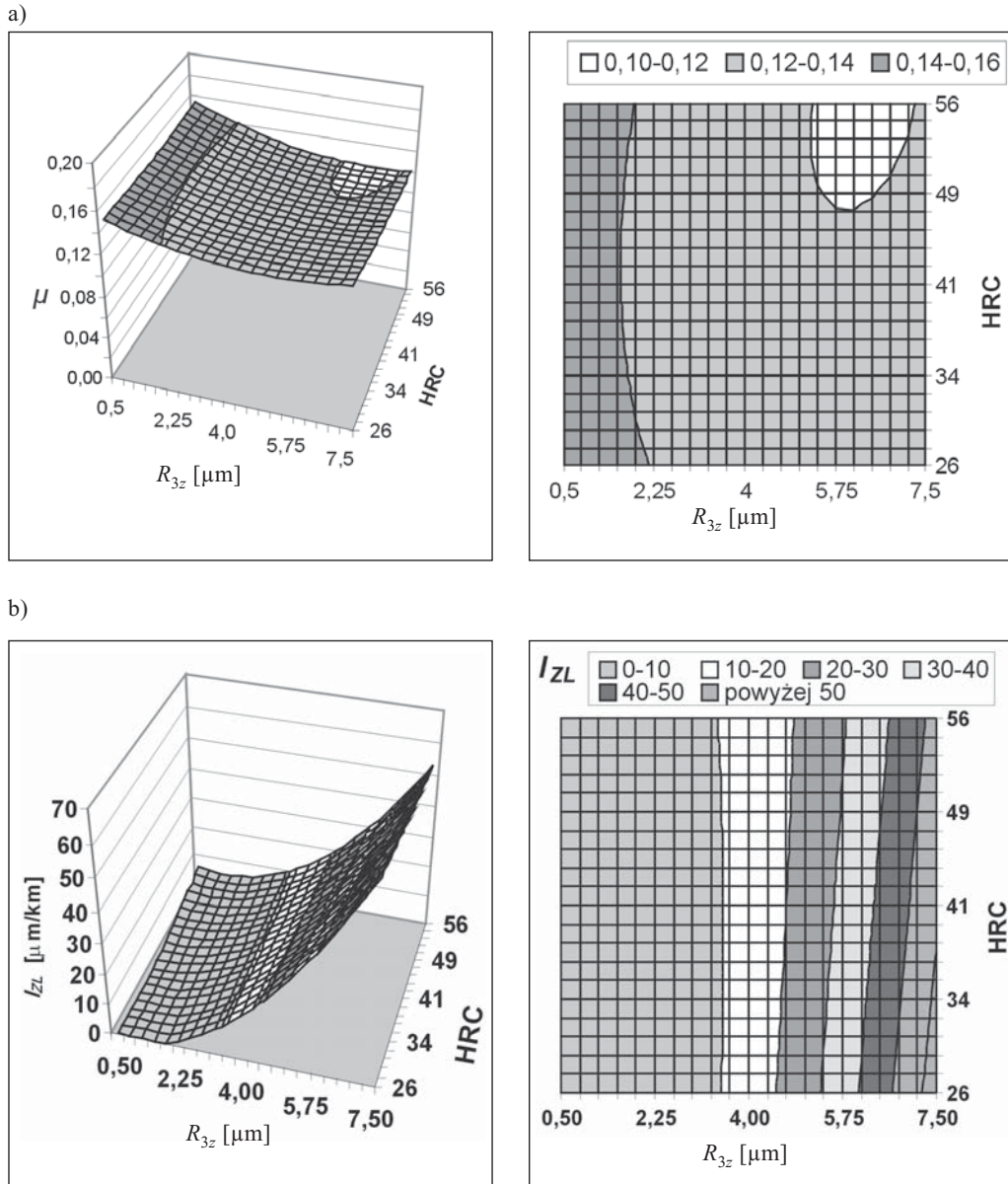


Rys. 4.2. Wpływ chropowatości (R_{3z}) i twardości stali (HRC) na intensywność zużycia liniowego I_L dla kompozytu Tarflen TK22G3 w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_0 = 110$ °C)

Fig. 4.2. The effect of roughness parameter R_{3z} and hardness HRC of a steel counterface on the specific linear wear rate I_L for Tarflen TK22G3 under dry friction conditions ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_0 = 110$ °C)

zwiększaniem chropowatości powierzchni przeciwelementu stalowego, aby osiągnąć wartość minimalną dla $R_{3z} \approx 4$ μm . Dalszy wzrost chropowatości powierzchni stali powoduje zwiększenie wartości współczynnika tarcia omawianych kompozytów PTFE podczas ich współpracy ze stal¹. Można więc stwierdzić, że optymalna chropowatość powierzchni stali dla współpracujących z nią rodzowo kompozytów PTFE zawierających koks (ze względu na ich właściwości tribologiczne) powinna zawierać się w przedziale $R_{3z} = 3\text{--}4$ μm .

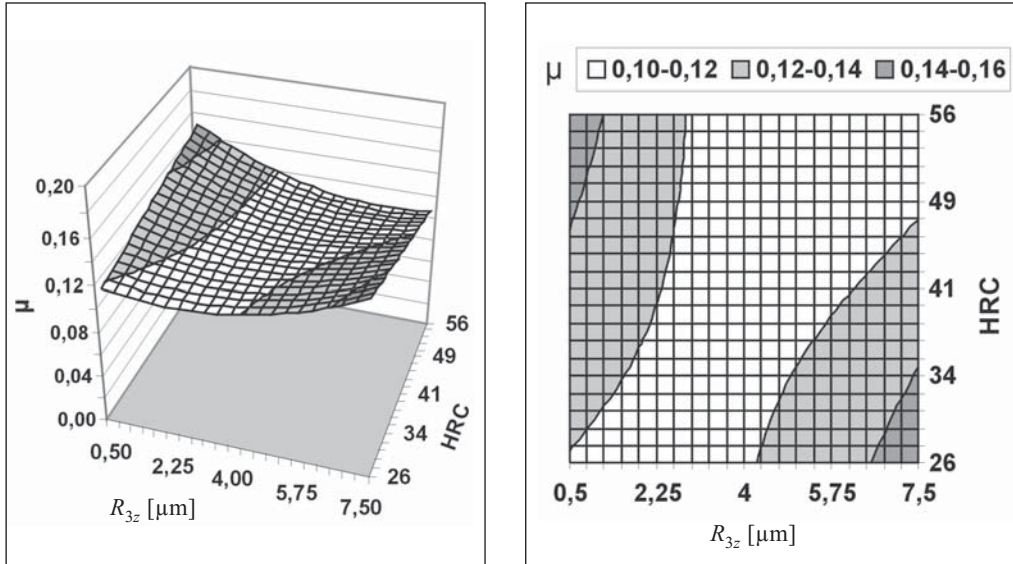
Wytłumaczenia roli chropowatości powierzchni przeciwelementu w procesie zużycia kompozytów PTFE można doszukiwać się w tym, że zwiększenie wysokości wierzchołków mikronierówności profilu elementu stalowego (z tym związana jest m.in. wartość parametru R_{3z}) powoduje zwiększenie ich mechanicznego oddziaływania na powierzchnię elementu polimerowego. W ten sposób zwiększony zostaje udział zużycia ściernego w procesie zużycia się materiału polimerowego. Ponadto wysokość mikronierówności wpływa bezpośrednio na wielkość mechanicznych oddziaływań mikrowzniesień na powierzchni polimeru, a także na możliwość powstawania i utrzymywania się trwałej warstewki przeniesionego materiału polimerowego na powierzchni stalowego elementu. Prowadzi to w konsekwencji do zwiększonego zużycia materiału polimerowego.



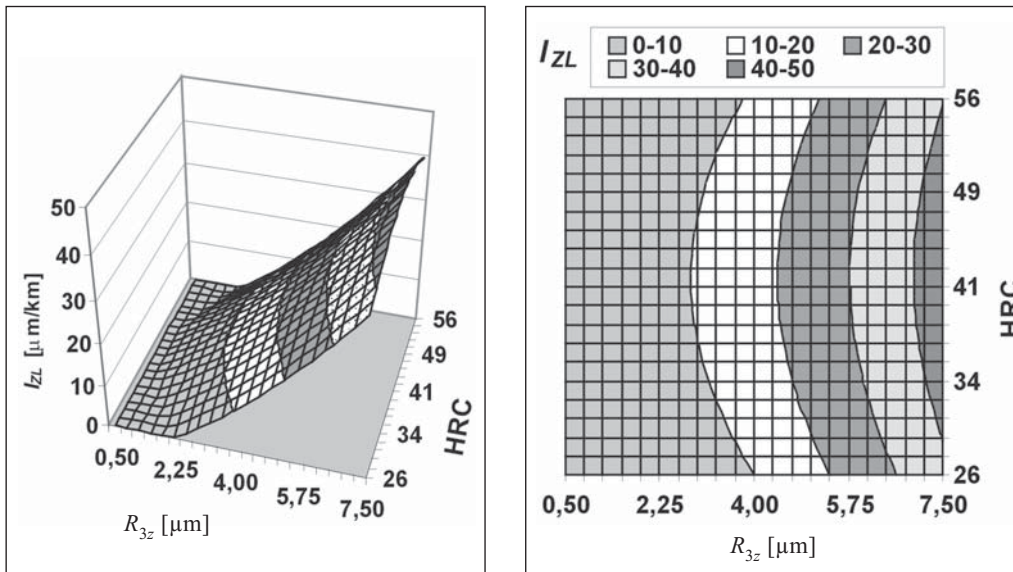
Rys. 4.3. Wpływ chropowatości (R_{3z}) i twardości stali (HRC) na wartość współczynnika tarcia μ (a) oraz na intensywność zużycia liniowego I_{ZL} (b) dla kompozytu Tarflen TG25 w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_o = 60$ °C)

Fig. 4.3. The effect of roughness parameter R_{3z} and hardness HRC of a steel counterface on the coefficient of friction μ (a) and specific linear wear rate I_{ZL} (b) for Tarflen TG25 under dry friction conditions ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_o = 60$ °C)

a)

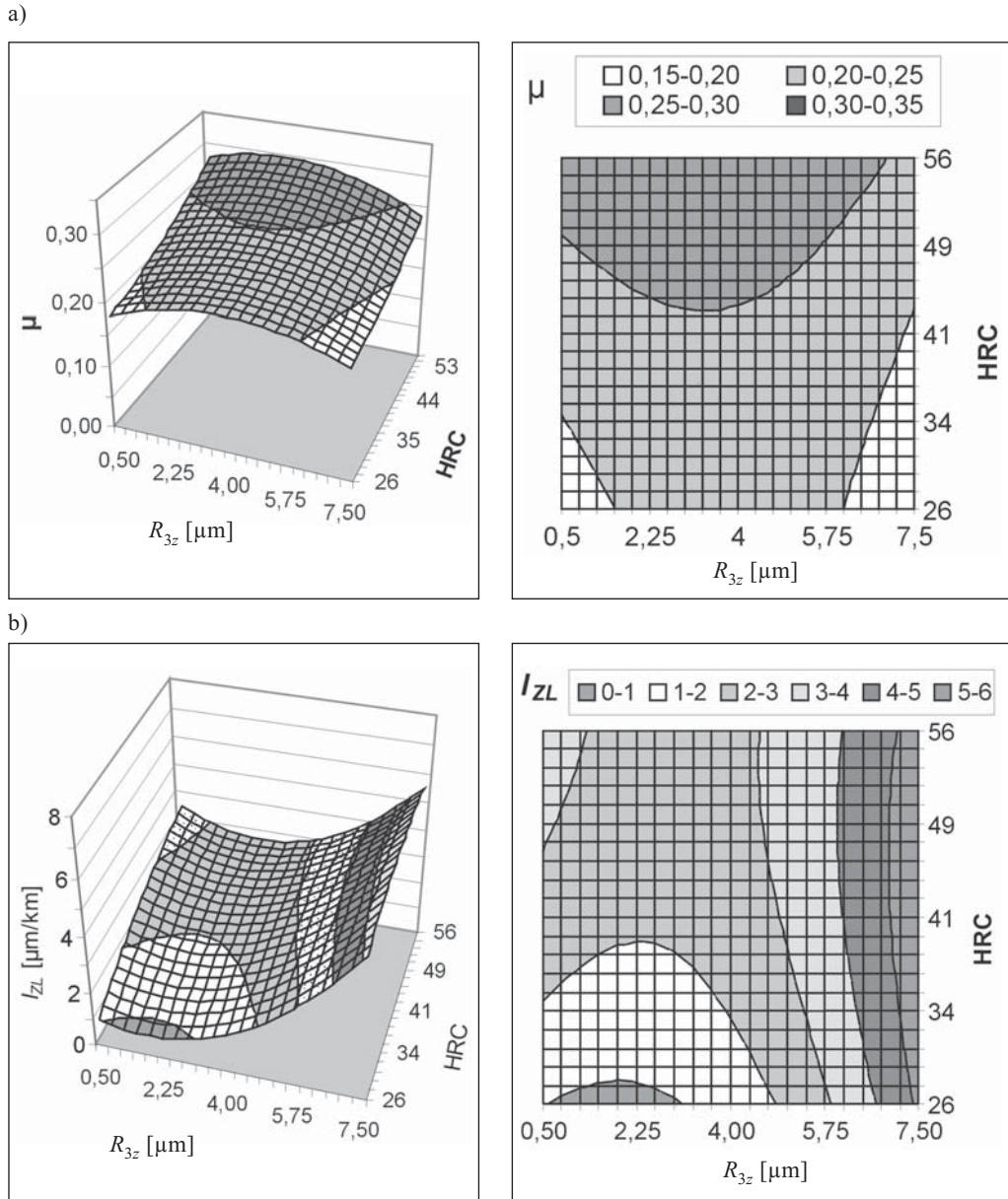


b)



Rys. 4.4. Wpływ chropowatości (R_{3z}) i twardości stali (HRC) na wartość współczynnika tarcia μ (a) oraz na intensywność zużycia liniowego I_{ZL} (b) dla kompozytu Tarflen TG25 w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2 \text{ MPa}$, $v = 3 \text{ m/s}$, $T_o = 110 \text{ }^\circ\text{C}$)

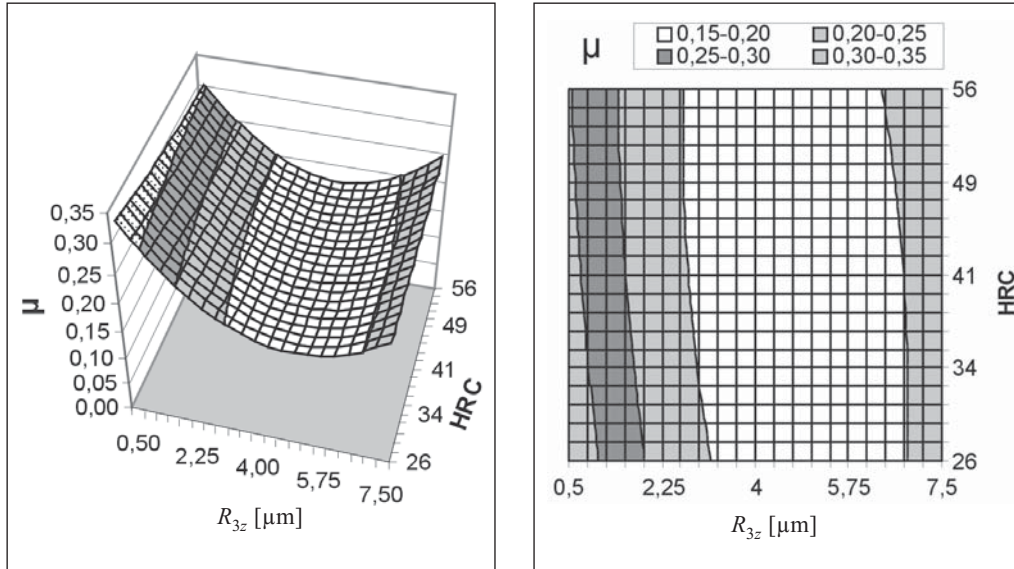
Fig. 4.4. The effect of roughness parameter R_{3z} and hardness HRC of a steel counterface on the coefficient of friction μ (a) and specific linear wear rate I_{ZL} (b) for Tarflen TG25 under dry friction conditions ($p = 2 \text{ MPa}$, $v = 3 \text{ m/s}$, $T_o = 110 \text{ }^\circ\text{C}$)



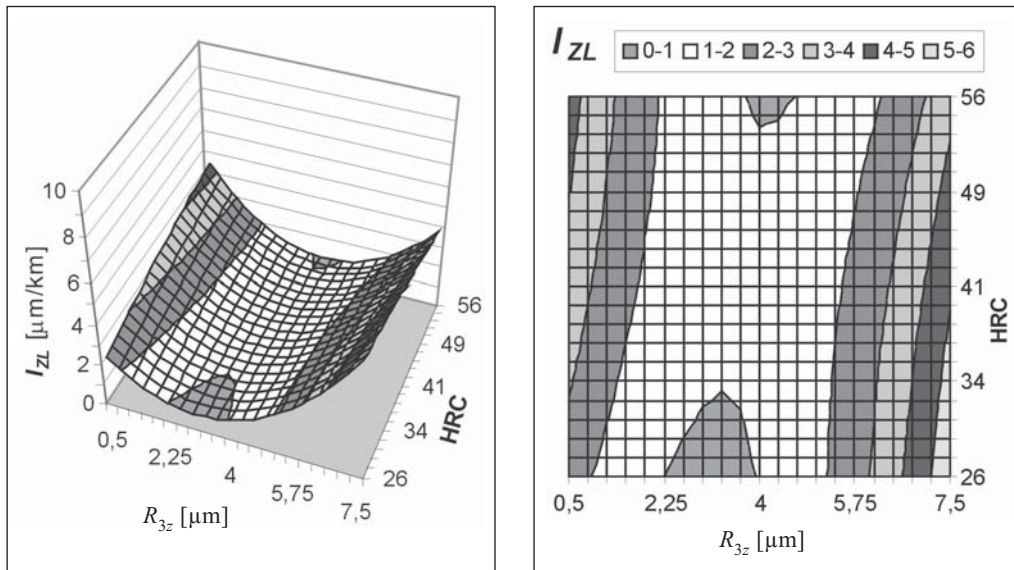
Rys. 4.5. Wpływ chropowatości (R_{3z}) i twardości stali (HRC) na wartość współczynnika tarcia μ (a) oraz na intensywność zużycia liniowego I_{zL} (b) dla kompozytu Tarflen TK25 w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_o = 60$ °C)

Fig. 4.5. The effect of roughness parameter R_{3z} and hardness HRC of a steel counterface on the coefficient of friction μ (a) and specific linear wear rate I_{zL} (b) for Tarflen TK25 under dry friction conditions ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_o = 60$ °C)

a)

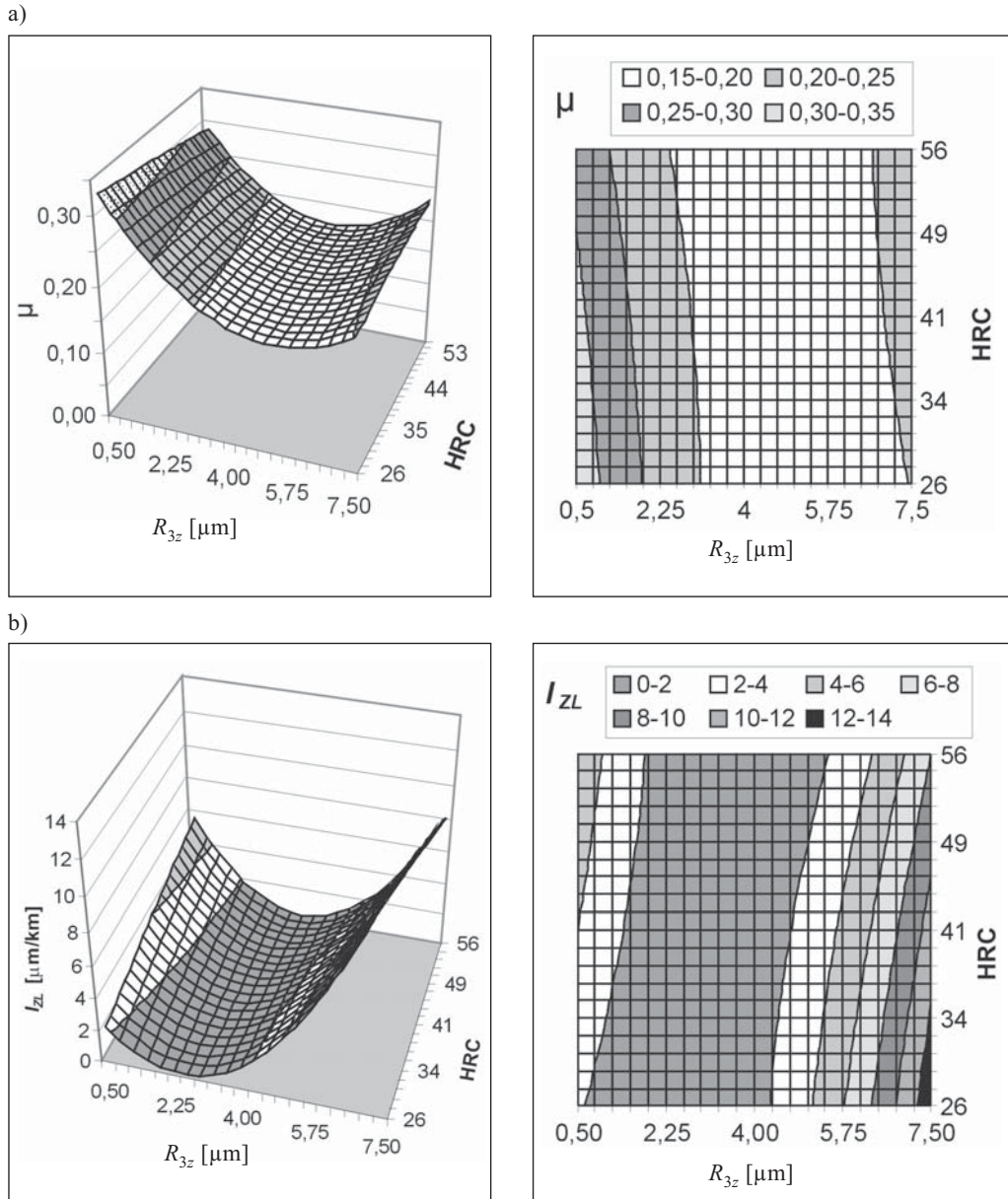


b)



Rys. 4.6. Wpływ chropowatości (R_{3z}) i twardości stali (HRC) na wartość współczynnika tarcia μ (a) oraz na intensywność zużycia liniowego I_{ZL} (b) dla kompozytu Tarflen TK25 w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_o = 110$ °C)

Fig. 4.6. The effect of roughness parameter R_{3z} and hardness HRC of a steel counterface on the coefficient of friction μ (a) and specific linear wear rate I_{ZL} (b) for Tarflen TK25 under dry friction conditions ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_o = 110$ °C)



Rys. 4.7. Wpływ chropowatości (R_{3z}) i twardości stali (HRC) na wartość współczynnika tarcia μ (a) oraz na intensywność zużycia liniowego I_{zL} (b) dla kompozytu Tarflen TK22G3 w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2 \text{ MPa}$, $v = 3 \text{ m/s}$, $T_o = 60 \text{ }^\circ\text{C}$)

Fig. 4.7. The effect of roughness parameter R_{3z} and hardness HRC of a steel counterface on the coefficient of friction μ (a) and specific linear wear rate I_{zL} (b) for Tarflen TK22G3 under dry friction conditions ($p = 2 \text{ MPa}$, $v = 3 \text{ m/s}$, $T_o = 60 \text{ }^\circ\text{C}$)

Twardość stali wykazuje wyraźny wpływ jedynie podczas tarcia kompozytu Tarflen TK25 w temperaturze otoczenia $T_o = 60$ °C. W tych warunkach zwiększenie twardości powodowało zwiększenie wartości współczynnika tarcia tego materiału oraz nieznaczne zwiększenie jego zużycia podczas tarcia po gładkich powierzchniach oraz o średniej chropowatości powierzchniach ($R_{3z} < 4$ μm). Jednocześnie widać brak tak wyraźnego wpływu twardości podczas tarcia tego samego kompozytu w wyższej temperaturze otoczenia, tj. $T_o = 110$ °C.

Rola twardości stali w procesie tarcia kompozytów PTFE nie jest jeszcze do końca poznana i wymaga dalszych studiów. W literaturze przedmiotu (m.in. [124]) stwierdzono, że twardość tylko w niewielkim stopniu wpływa na energię powierzchniową stali. Zaobserwowany podczas badań wpływ twardości stali na właściwości tribologiczne niektórych współpracujących z nią kompozytów nie wynika z oddziaływań międzycząsteczkowych między stalą a kompozytami PTFE. Przyczyną mogą być różnice profilu chropowatości przeciwelementów stalowych o różnej twardości pomimo zarejestrowania podobnych wartości parametru R_{3z} . Takie wnioski wynikają między innymi z badań autora niniejszej pracy, które zostały przedstawione w opracowaniu [141]. Oznacza to, że pomimo stosowania takiej samej metody obróbki ścierniej (szlifowanie papierem ściernym) stalowych przeciwelementów, dla różnych ich twardości uzyskano nieco odmienną strukturę geometryczną powierzchni i to właśnie może być pośrednio przyczyną obserwowanego wpływu twardości na właściwości tribologiczne niektórych kompozytów PTFE.

4.3. Wpływ parametrów ruchowych na tarcie i zużywanie kompozytów PTFE

4.3.1. Badania tribologiczne w warunkach tarcia technicznie suchego

Z porównania wyników badań kompozytów PTFE przedstawionych w poprzednim rozdziale (tabela 4.1) można wnioskować, że najlepszym materiałem pod względem właściwości tribologicznych, w ustalonych warunkach tarcia ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s), był kompozyt Tarflen TG25. Kompozyt ten ma zdecydowanie najmniejszą wartość współczynnika tarcia dla porównywalnej z pozostałymi kompozytami odporności na zużycie. Jego zalety są widoczne zwłaszcza w wyższej temperaturze otoczenia $T_o = 110$ °C. Z tego powodu został on wytypowany do badań zależności jego właściwości tribologicznych od nacisku jednostkowego p , prędkości ślizgania v oraz temperatury otoczenia T_o . Badania przeprowadzono również na stanowisku badawczym Tribotester zgodnie z omawianym eksperymentem planowanym metodą planu rotalnego [53], [135]. Przyjęto następujące zakresy zmienności parametrów ruchowych:

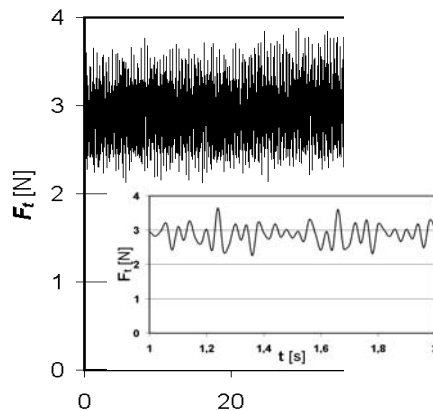
- prędkość ślizgania $v = 0,5-5,5$ m/s,
- średni nacisk jednostkowy $p = 0,5-3,5$ MPa,
- temperatura otoczenia $T_o = 50-170$ °C.

Próbki były docierane przed rozpoczęciem pomiarów pod obciążeniem równym połowie obciążenia F_N wynikającego z zadanego, w ramach przyszłego pomiaru, nacisku jednostkowego p . Droga, którą przebywała próbka podczas docierania wynosiła minimum 5 km. Wielkościami mierzonymi podczas badań były: wartość siły tarcia między próbką kompozytu a przeciwelementem stalowym oraz wartość zużycia liniowego próbki po przebyciu określonej drogi tarcia. Na podstawie wartości wymienionych wielkości oraz parametrów tarcia określono wartości współczynnika tarcia μ , a także intensywność zużywania liniowego I_{ZL} . Przykładowy przebieg zmian chwilowej wartości siły tarcia F_t w funkcji czasu przedstawiono na rysunku 4.8, uśrednione natomiast zmiany wartości współczynnika tarcia μ oraz średniej temperatury T_{sr} mierzonej na powierzchni bocznej (równoległej do kierunku tarcia) próbki polimerowej w funkcji drogi tarcia przedstawiono na rysunku 4.9.

Z przedstawionych wykresów wynika, że proces tarcia kompozytów polimerowych PTFE po stali nie jest procesem stabilnym. Zmienność siły tarcia w czasie wynika z dynamiki procesów zachodzących w miejscu styku kompozytu z przeciwelementem stalowym (np. gromadzenie się produktów zużycia, zjawisko adhezji itp.). Wyraźna jest również współzależność między wartością współczynnika tarcia i temperaturą.

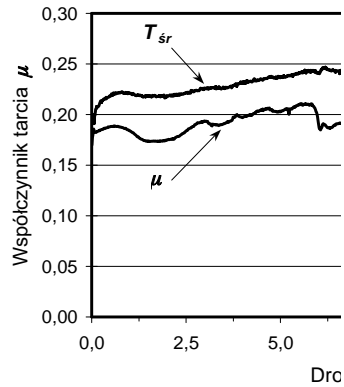
Wartości parametrów ruchowych wynikające z planu eksperymentu oraz wyniki badań przedstawiono w tabeli 4.3. Na ich podstawie wyznaczono wielowymiarowe funkcje regresji opisujące zależność współczynnika tarcia oraz intensywności zużywania liniowego od warunków tarcia. Za postać funkcji regresji przyjęto, zalecany dla zastosowanego planu eksperymentu, wielomian drugiego stopnia [53], [75]:

$$Y = a_0 + a_1p + a_2v + a_3T_o + a_4pv + a_5pT_o + a_6vT_o + a_7p^2 + a_8v^2 + a_9T_o^2 \quad (4.1)$$



Rys. 4.8. Przykładowy przebieg zmienności siły tarcia F_t w funkcji czasu tarcia t dla kompozytu Tarflen TK25 ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_o = 60$ °C, $R_{3z} = 0,7$ μ m)

Fig. 4.8. Variation of friction force F_t vs. time t for composite Tarflen TK25 sliding against steel ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $T_o = 60$ °C, $R_{3z} = 0.7$ μ m)



Rys. 4.9. Zmiana uśrednionej wartości współczynnika tarcia μ i średniej temperatury próbki T_{sr} w funkcji drogi tarcia L dla kompozytu Tarflenu TK25 ($p=2$ MPa, $v=3$ m/s, $T_o=60$ °C, $R_{3z}=0,7$ μ m)

Fig. 4.9. Friction coefficient μ and average temperature T_{sr} of polymer specimen plotted against sliding distance L for Tarflen TK25 ($p=2$ MPa, $v=3$ m/s, $T_o=60$ °C, $R_{3z}=0.7$ μ m)

Tabela 4.3. Wyniki badań tribologicznych dla Tarflenu TG25 dla wartości parametrów ruchowych (p , v , T_o) ustalonych na podstawie eksperymentu planowanego metodą planu rotalnego

Table 4.3. The results of tribological investigations of Tarflen TG25 sliding against steel. The values of motion parameters (p , v , T_o) are determined on the basis of a central composite rotatable plan of experiment design

Lp.	p [MPa]	v [m/s]	T_o [°C]	μ [-]	I_{ZL} [μ m/km]
1	2,00	3,00	50	0,1505	2,00
2	1,11	1,51	75	0,1321	0,60
3	2,89	1,51	75	0,1528	2,80
4	1,11	4,49	75	0,1339	0,85
5	2,89	4,49	75	0,1473	1,35
6	2,00	0,50	110	0,1238	0,76
7	0,50	3,00	110	0,1283	0,15
8	2,00	3,00	110	0,1066	1,26
9	2,00	3,00	110	0,1043	1,58
10	2,00	3,00	110	0,1062	1,36
11	2,00	3,00	110	0,1035	0,80
12	2,00	3,00	110	0,1040	1,81
13	2,00	3,00	110	0,1080	1,20
14	3,50	3,00	110	0,1306	10,90
15	2,00	5,50	110	0,1284	1,74
16	1,11	1,51	146	0,1193	0,40
17	2,89	1,51	146	0,1052	3,80
18	1,11	4,49	146	0,0933	0,34
19	2,89	4,49	146	0,1039	6,15
20	2,00	3,00	170	0,1138	0,80

gdzie: Y – wielkość wyjściowa (współczynnik tarcia μ lub intensywność zużywania liniowego I_{ZL}), $a_0...a_9$ – współczynniki wielomianu, p – nacisk jednostkowy [MPa], v – prędkość ślizgania [m/s], T_o – temperatura otoczenia.

Współczynniki wielomianów (tabela 4.4) obliczone zostały metodą najmniejszych kwadratów. Następnie przeprowadzono analizę statystyczną uzyskanych funkcji regresji, korzystając z testu F-Snedecora sprawdzającego istotność współczynnika korelacji wielowymiarowej.

Otrzymane wartości tego testu dla wszystkich wielomianów znacznie przekraczały wartość krytyczną. Dlatego nie ma podstaw do odrzucenia hipotezy, że funkcje regresji prawidłowo przedstawiają przebieg zależności współczynnika tarcia, intensywności zużywania liniowego oraz temperatury tarcia od zmiennych parametrów ruchowych (p , v , T_o).

W celu łatwiejszej analizy wpływu warunków tarcia na właściwości tribologiczne kompozytu Tarflen TG25 uzyskane funkcje regresji przedstawiono w formie wykresów przestrzennych (rys. 4.10, 4.11). Na ich podstawie można określić wpływ parametrów ruchowych na właściwości tribologiczne badanego kompozytu.

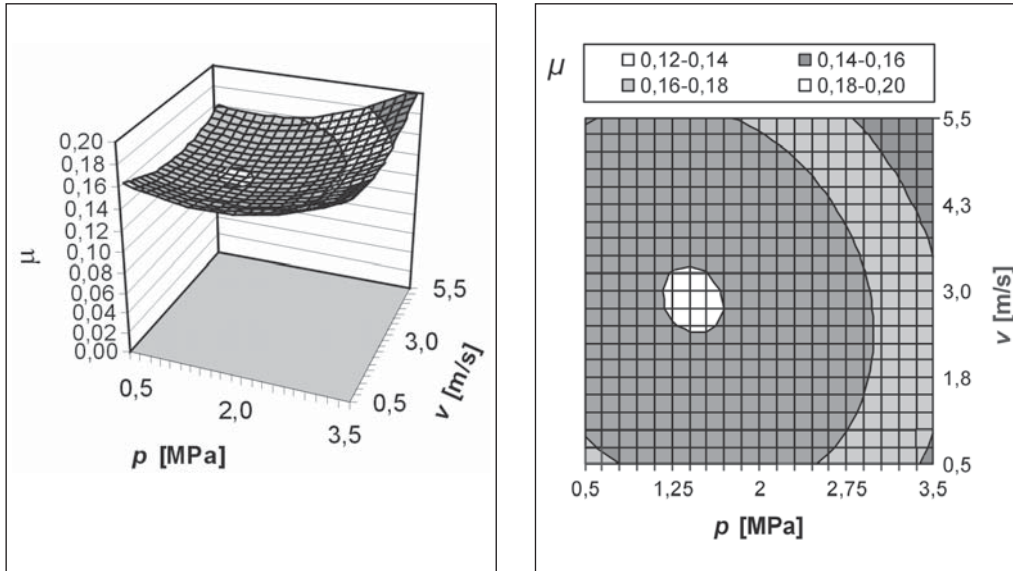
Prędkość ślizgania ma przede wszystkim wpływ na wartość współczynnika tarcia, nie wpływa znacząco natomiast na wartość intensywności zużywania kompozytu. Wraz ze zwiększaniem nacisku jednostkowego p wartość współczynnika tarcia początkowo maleje i przy nacisku ok. 1,5 MPa osiąga najmniejszą wartość. Dalsze zwiększanie nacisku powoduje wzrost wartości współczynnika tarcia.

Tabela 4.4. Współczynniki wielomianów opisujących zależność współczynnika tarcia μ oraz intensywności zużywania liniowego I_{ZL} kompozytu Tarflen TG25 od warunków tarcia (p , v , T_o) wraz ze statystyczną oceną uzyskanych funkcji regresji (współczynnik korelacji R^2 , test F)

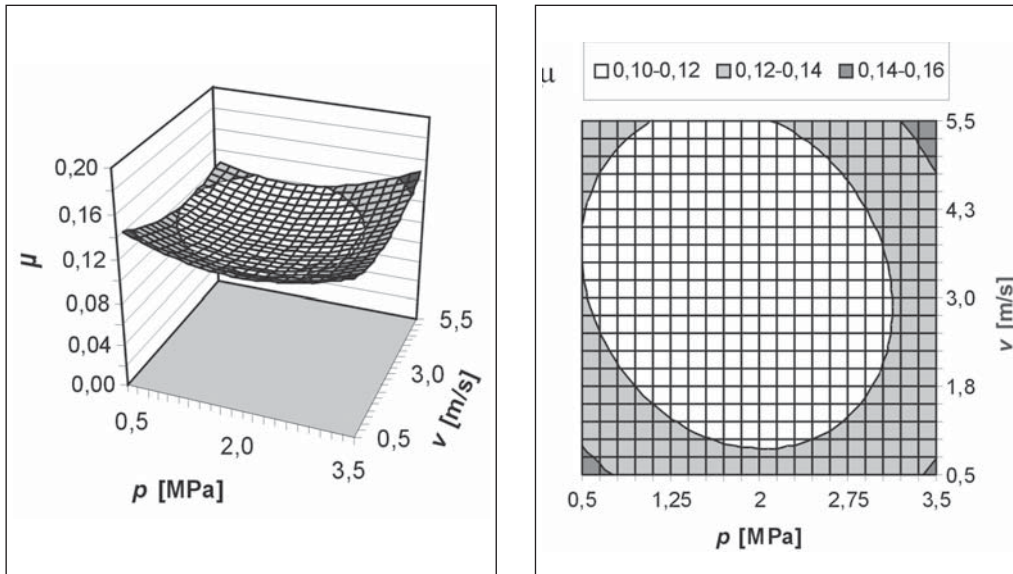
Table 4.2. The coefficients of the polynomials describing the coefficient of friction μ and specific linear wear rate I_{ZL} of Tarflen TG25 as a function of friction conditions (p , v , T_o). Statistical correlation R^2 and test F calculated for the regression functions

Współczynniki wielomianu	Funkcje regresji	
	μ	I_{ZL}
a_0	0,24290	8,589482
a_1	-0,020898	-7,180467
a_2	-0,014021	-0,379301
a_3	-0,001331	-0,045295
a_4	0,008764	1,657148
a_5	0,002619	-0,087427
a_6	0,000006	-0,000110
a_7	0,00164	0,066939
a_8	-0,000148	0,025574
a_9	-0,000055	0,008226
R^2	0,9474	0,9230
Test F	9,7340	6,3939

a)



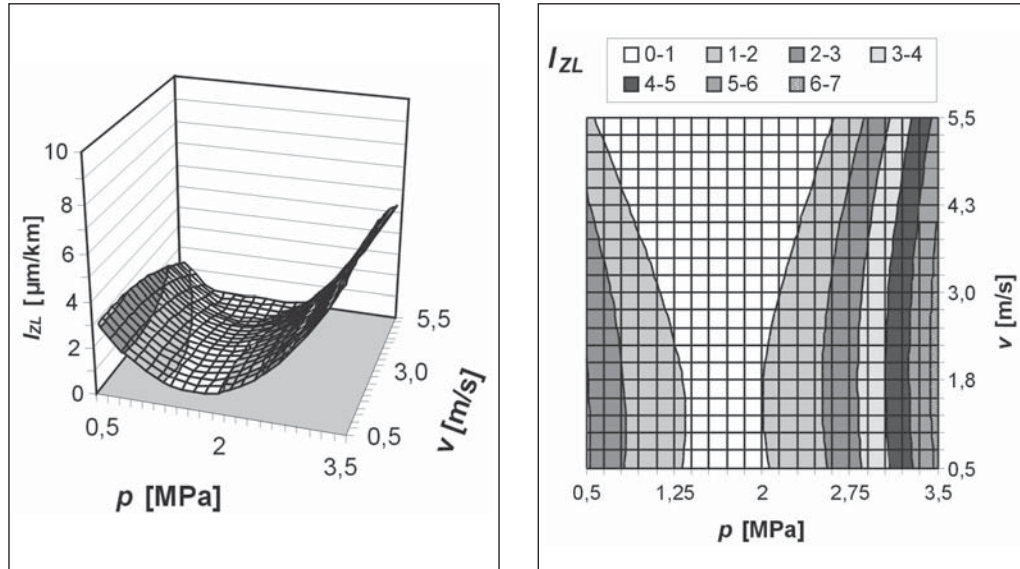
b)



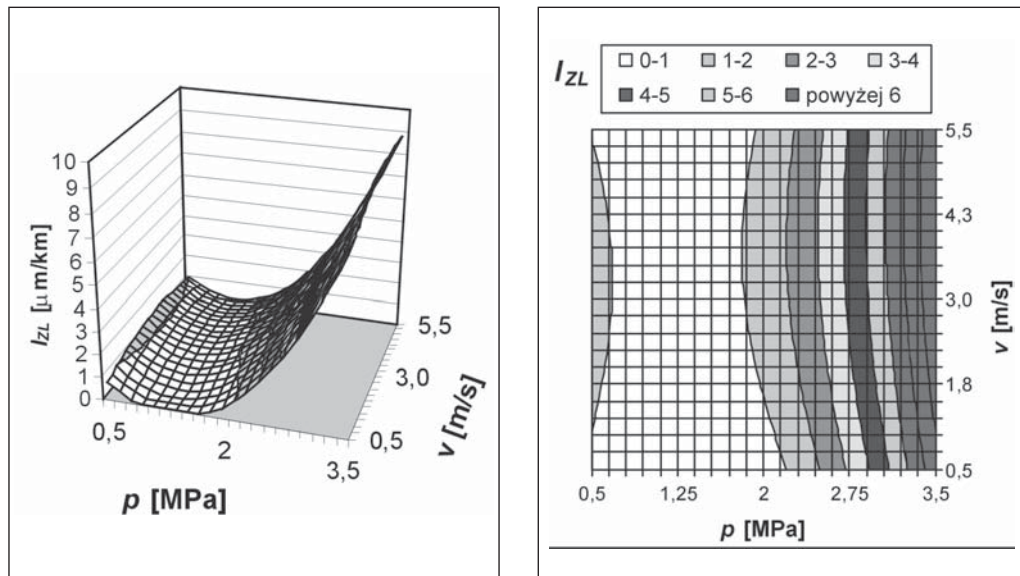
Rys. 4.10. Wpływ nacisku jednostkowego p i prędkości ślizgania v na wartość współczynnika tarcia μ dla Tarflenu TG25 w różnych temperaturach otoczenia: a) $T_o = 60\text{ }^\circ\text{C}$, b) $T_o = 110\text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 4.10. The effect of contact pressure p and sliding velocity v on the coefficient of friction μ for Tarflen TG25 in different environment (air) temperature: a) $T_o = 60\text{ }^\circ\text{C}$, b) $T_o = 110\text{ }^\circ\text{C}$

a)



b)



Rys. 4.11. Wpływ nacisku jednostkowego p i prędkości ślizgania v na intensywność zużycia liniowego I_{ZL} dla Tarflenu TG25 w różnych temperaturach otoczenia: a) $T_o = 60\text{ °C}$, b) $T_o = 110\text{ °C}$

Fig. 4.11. The effect of contact pressure p and sliding velocity v on the specific linear wear rate I_{ZL} for Tarflen TG25 in different environment (air) temperature: a) $T_o = 60\text{ °C}$, b) $T_o = 110\text{ °C}$

Podobny przebieg ma zależność intensywności zużywania liniowego I_{ZL} od nacisku jednostkowego p . W tym wypadku również możemy zaobserwować minimalną wartość zużycia kompozytu przy nacisku jednostkowym wynoszącym od 1,2 do 1,5 MPa.

Wraz ze wzrostem temperatury otoczenia T_o wartość współczynnika tarcia μ badanego kompozytu maleje, zwiększa się natomiast intensywność zużywania liniowego I_{ZL} .

Na podstawie przebiegu wykresów można również zauważyć, że Tarflen TG25 ma najlepsze właściwości tribologiczne podczas tarcia przy nacisku jednostkowym p wynoszącym od 1,4 do 2,6 MPa oraz prędkości ślizgania v od 1,6 do 3,2 m/s. Może to stanowić wskazówkę dla konstruktorów stosujących ten materiał na węzły ślizgowe. Powinni oni tak zaprojektować węzeł ślizgowy, aby uzyskane w nim wartości parametrów ruchowych (p , v) mieściły się w podanych zakresach.

4.3.2. Badania w warunkach tarcia mieszanego

Do badań tribologicznych w warunkach tarcia mieszanego wybrano dwa kompozyty: Tarflen TG25 oraz Tarflen TK25. Badania prowadzono w obecności dwóch gatunków olejów syntetycznych o różnych wartościach lepkości.:

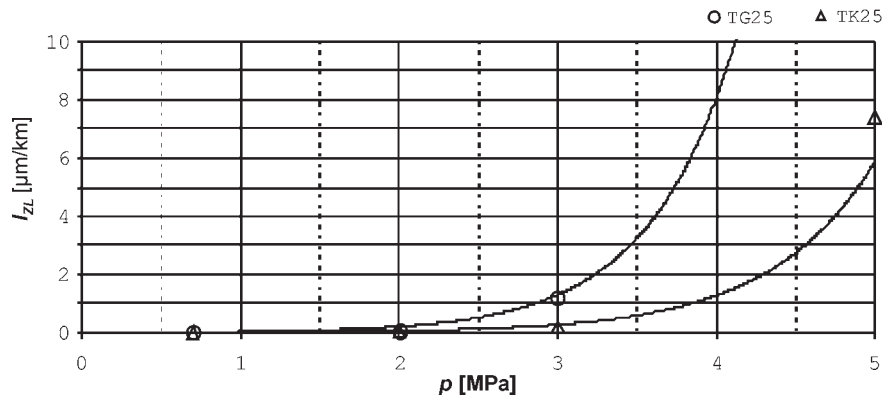
- olej silnikowy Lotos Syntetic (prod. Rafineria Gdańska SA) – SAE 5W/40,
- olej przekładniowy Mobil (prod. Mobil Oil Co.) – SAE 75W/90.

Podczas procesu tarcia obracający się stalowy przeciwelement był zanurzony w dolnej swojej części w oleju, powodując jego mieszanie w komorze (rys. 4.1). Próbka z kompozytu znajdowała się podczas tarcia nieznacznie powyżej poziomu oleju, a smarowanie odbywało się przez rozbryzgowane nanoszenie warstwy oleju na walcową powierzchnię współpracującego stalowego przeciwelementu. Temperatura oleju była utrzymywana na ustalonym poziomie za pomocą grzałki i termoregulatora. Badania przeprowadzono dla dwóch temperatur oleju $T_o = 60$ °C i 110 °C, przy czym badania w oleju przekładniowym wykonano jedynie w temperaturze 60 °C, ponieważ tego typu oleje zwykle nie pracuje w wysokiej temperaturze.

Dla każdego materiału wykonano dwie serie pomiarów. Jedną, dla stałego nacisku jednostkowego $p = 2$ MPa i zmiennej prędkości ślizgania v od 0,5 do 20 m/s oraz drugą dla stałej prędkości ślizgania $v = 8$ m/s i zmiennego nacisku jednostkowego p od 0,7 do 5 MPa. W trakcie badań mierzono wartość siły tarcia oraz zużycie liniowe materiałów. Prędkość ślizgania nie miała znaczącego wpływu na wartość zużycia. Obserwowane zmiany wartości intensywności zużywania liniowego przy zmiennej prędkości ślizgania różniły się między sobą w granicach błędu pomiaru. Przeciętne wartości intensywności zużywania liniowego podczas tarcia w oleju Lotos Syntetic wynosiły :

- Tarflen TG25 – ($T_o = 60$ °C); $I_{ZL} = 0,10$ $\mu\text{m}/\text{km}$,
- Tarflen TG25 – ($T_o = 110$ °C); $I_{ZL} = 0,08$ $\mu\text{m}/\text{km}$,
- Tarflen TK25 – ($T_o = 60$ °C); $I_{ZL} = 0,06$ $\mu\text{m}/\text{km}$,
- Tarflen TK25 – ($T_o = 110$ °C); $I_{ZL} = 0,05$ $\mu\text{m}/\text{km}$.

Większe zróżnicowanie zużycia zaobserwowano podczas badania wpływu nacisku jednostkowego p . Przykładowe wyniki dla tarcia w oleju Lotos Syntetic w temperaturze 110 °C przedstawiono na rysunku 4.12. Przebieg zmian wartości współczynnika tar-

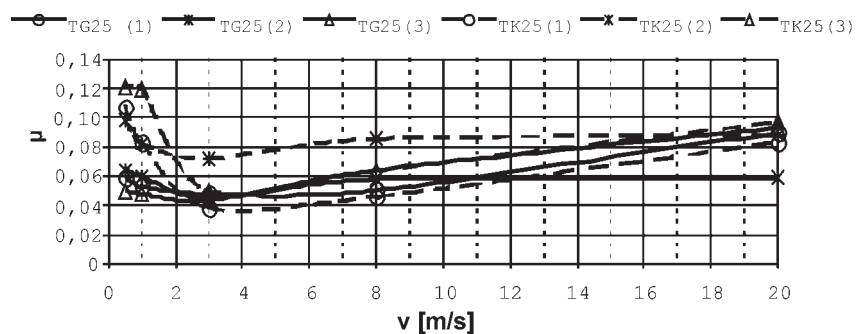


Rys. 4.12. Wpływ nacisku jednostkowego p na intensywność zużycia liniowego I_{ZL} podczas tarcia mieszanego w oleju Lotos Syntetic o temperaturze $T_o = 110^\circ\text{C}$

Fig. 4.12. The effect of contact pressure p on the specific linear wear rate I_{ZL} in mixed lubrication, using synthetic motor oil Lotos Synthetic in temperature $T_o = 110^\circ\text{C}$

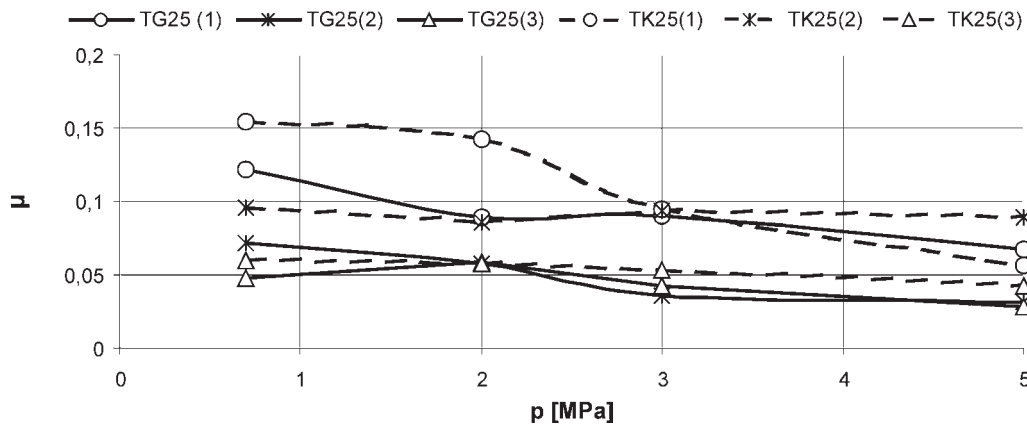
cia w zależności od nacisku jednostkowego oraz prędkości ślizgania przedstawiono w formie wykresów na rysunkach 4.13 oraz 4.14.

Na podstawie uzyskanych wyników badań można stwierdzić, że zarówno nacisk jednostkowy, jak i temperatura środowiska, w którym zachodziło tarcie, miały decydujący wpływ na właściwości tribologiczne badanych kompozytów. Wpływ prędkości ślizgania na intensywność zużycia był nieznaczny, natomiast wartość współczynnika tarcia w warunkach tarcia mieszanego zmieniała się wraz z prędkością. Było to związane z powstawaniem filmu olejowego między kompozytem a przeciwelementem stalowym.



Rys. 4.13. Wpływ prędkości ślizgania v na wartość współczynnika tarcia μ przy stałym nacisku jednostkowym $p = 2$ MPa, podczas tarcia mieszanego: 1 – tarcie w oleju Lotos ($T_o = 60^\circ\text{C}$), 2 – tarcie w oleju Lotos ($T_o = 110^\circ\text{C}$), 3 – tarcie w oleju Mobil ($T_o = 60^\circ\text{C}$)

Fig. 4.13. The effect of sliding velocity v on the coefficient of friction μ under contact pressure $p = 2$ MPa, in mixed lubrication: 1 – using synthetic motor oil Lotos Synthetic ($T_o = 60^\circ\text{C}$) 2 – using synthetic motor oil Lotos Synthetic ($T_o = 110^\circ\text{C}$), 3 – using synthetic gear oil Mobil ($T_o = 60^\circ\text{C}$)



Rys. 4.14. Wpływ nacisku jednostkowego p na wartość współczynnika tarcia μ przy stałej prędkości ślizgania $v = 8$ m/s, podczas tarcia mieszanego: 1 – tarcie w oleju Lotos ($T_o = 60$ °C), 2 – tarcie w oleju Lotos ($T_o = 110$ °C), 3 – tarcie w oleju Mobil ($T_o = 60$ °C)

Fig. 4.14. The effect of contact pressure p on the coefficient of friction μ under sliding velocity $v = 8$ m/s, in mixed lubrication: 1 – using synthetic motor oil Lotos Synthetic ($T_o = 60$ °C)
2 – using synthetic motor oil Lotos Synthetic ($T_o = 110$ °C),
3 – using synthetic gear oil Mobil ($T_o = 60$ °C)

4.4. Uwagi i wnioski z badań tribologicznych

Polimerowe kompozyty na osnowie PTFE mają znacznie mniejszą twardość od przeciwelementów stalowych oraz łatwiej ulegają odkształceniom plastycznym. Oznacza to, że podczas współpracy ich powierzchnia, po krótkim czasie docierania, będzie dopasowywała się do profilu elementu stalowego. Ponadto charakterystycznym procesem zachodzącym podczas ślizgowej współpracy materiałów na osnowie politetrafluoroetyleny (PTFE) ze stalą jest ich przenoszenie i utrzymywanie się w postaci cienkiej warstewki na powierzchni elementu stalowego. Zjawisko to odgrywa dużą rolę w procesie tarcia i zużywania polimerowych kompozytów.

Z analizy przeprowadzonych badań wynika, że:

- Proces współpracy kompozytów polimerowych PTFE ze stalą nie jest procesem stabilnym i to zarówno w warunkach tarcia technicznie suchego, jak i podczas tarcia mieszanego. Zmienność siły tarcia (współczynnika tarcia) z częstotliwością nawet kilkudziesięciu cykli na sekundę rejestrowana podczas badań wynika z dynamiki procesów zachodzących w miejscu styku kompozytu z przeciwelementem stalowym (np. gromadzenie się produktów zużycia, zjawisko adhezji itp.).

- Chropowatość powierzchni stalowego przeciwelementu w znacznie większym stopniu wpływa na właściwości tribologiczne współpracujących kompozytów PTFE niż jego twardość. Wy tłumaczenia roli chropowatości powierzchni przeciwelementu w procesie tarcia kompozytów PTFE można doszukiwać się w tym, że zarówno wysokość, jak

i kształt mikrowzniesień ma wpływ na tworzenie i utrzymywanie się warstewki przeniesionej PTFE na powierzchni elementu stalowego. Zwiększanie wysokości wierzchołków mikronierówności profilu elementu stalowego powoduje zwiększenie ich mechanicznego oddziaływania na powierzchnię elementu polimerowego. Prowadzi to do większego udziału zużywania ściernego w procesie zużywania materiału polimerowego i w konsekwencji do jego większego zużycia. Ponadto chropowatość wpływa na udział adhezyjnych i mechanicznych oddziaływań między współpracującymi powierzchniami polimeru i stali, i co z tym się wiąże – na wartość sił tarcia.

- Podczas tarcia suchego kompozyty zawierające koks (Tarflen TK25, Tarflen TK22G3) wykazywały dużą odporność na zużywanie ($I_{ZL} < 2 \mu\text{m}/\text{km}$) i małą wartość współczynnika tarcia ($\mu = 0,15\text{--}0,20$) przy chropowatości przeciwelementu stalowego $R_{3z} = 3\text{--}4 \mu\text{m}$. Kompozyt zawierający tylko grafit (Tarflen TG25) miał największą odporność na zużywanie przy chropowatości powierzchni współpracującego przeciwelementu stalowego R_{3z} poniżej $3 \mu\text{m}$. Wartość współczynnika tarcia tego materiału zmieniała się nieznacznie wraz ze zmianą chropowatości powierzchni i twardości przeciwelementu stalowego i mieściła się w granicach $0,11\text{--}0,14$.

- Najlepsze właściwości tribologiczne podczas współpracy ze stalą w warunkach tarcia technicznie suchego wykazał Tarflen TG25 (PTFE + 24% obj. grafitu). Najmniejsza wartość współczynnika tarcia dla pary ślizgowej stal–kompozyt Tarflen TG25 wynosiła $\mu = 0,13$, natomiast intensywność zużywania liniowego dla kompozytu wynosiła $I_{ZL} = 1,5 \text{ mm}/\text{km}$. Optymalne warunki tarcia dla tego materiału ze względu na właściwości tribologiczne występują przy nacisku jednostkowym p do 2 MPa i prędkości ślizgania v od 3 do 5 m/s.

- W warunkach tarcia mieszanego nacisk jednostkowy oraz temperatura otoczenia (środowiska) miały decydujący wpływ na właściwości tribologiczne badanych kompozytów. Wpływ prędkości ślizgania na intensywność zużywania kompozytów PTFE był nieznaczny, natomiast wpływała ona na wartość współczynnika tarcia. Było to związane z powstawaniem filmu olejowego między polimerowym kompozytem a przeciwelementem stalowym.

- Najlepsze właściwości tribologiczne podczas współpracy ze stalą w warunkach tarcia mieszanego wykazał Tarflen TK25 (PTFE + 27% obj. koksu), tj. najmniejszą wartość współczynnika tarcia ($\mu < 0,12$) z jednocześnie dużą odpornością na zużywanie ($I_{ZL} = 0,05 \text{ mm}/\text{km}$).

5. Ciepło jako efekt procesu tarcia

5.1. Wprowadzenie

Ciepło jest nieodłącznym efektem procesów tribologicznych i stanowi podstawowy składnik energii rozpraszanej w wyniku tarcia. Jego udział w całkowitej pracy tarcia wynosi zwykle ponad 80%. Jak wykazano w omawianych wcześniej opracowaniach literaturowych [47], [93], [89] energia cieplna stanowi różnicę między całkowitą pracą tarcia a pracą dyssypacji mechanicznej związaną z powiększaniem energii wewnętrznej (modyfikacja warstwy wierzchniej, przebudowa struktury materiału polimerowego itp.) oraz zużywaniem tribologicznym. Udział ciepła tarcia w pracy tarcia nie jest wielkością stałą i zależy od wielu parametrów, od których zależą również inne formy rozpraszania energii występujące podczas procesu tarcia, np. związane ze zużywaniem tribologicznym. Do istotnych parametrów wpływających na procesy zachodzące podczas tarcia polimerów można zaliczyć nacisk jednostkowy, prędkość ślizgania, stan powierzchni elementów współpracujących podczas tarcia (struktura geometryczna powierzchni ślizgowej, umocnienie warstwy wierzchniej) itp. W rozpatrywanym systemie tribologicznym (materiał polimerowy – stal – otoczenie) występują różne rodzaje ruchu ciepła wynikające z różnicy temperatury, a mianowicie:

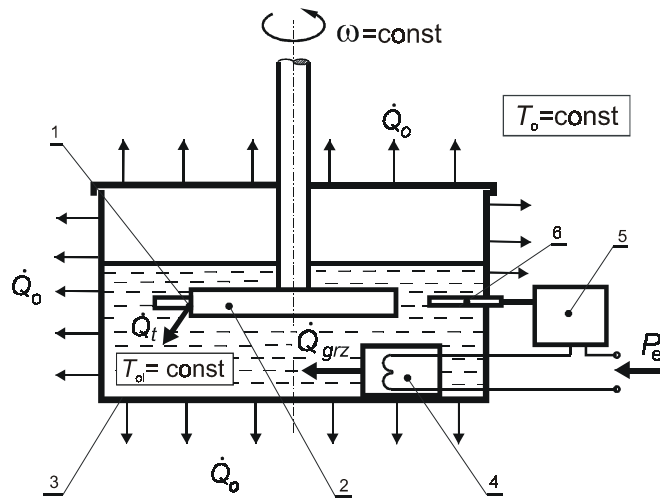
- przewodzenie – przepływ ciepła wewnątrz materiału polimerowego i metalu,
- promieniowanie – przekazywanie ciepła do otoczenia (oleju lub powietrza),
- konwekcja – przepływ ciepła w otoczeniu.

Aby określić udział ciepła w pracy tarcia, opracowano metodę pomiaru ilości ciepła, jaka wydziela się podczas tarcia materiałów polimerowych. Do badań wykorzystano stanowisko Tribotester, na którym prowadzono opisane wcześniej (rozd. 4) badania tribologiczne. Ilość wydzielonego ciepła tarcia określono na podstawie bilansu cieplnego, założywszy, że podczas każdego pomiaru procesy zachodzące w badanym systemie tribologicznym są stacjonarne. Celem prowadzonych badań było między innymi określenie wpływu chropowatości powierzchni elementu stalowego na ilość wydzielanego ciepła tarcia oraz związane z tym procesy tribologiczne zachodzące w kompozytach PTFE współpracujących ze stalą. Wyznaczenie strumienia ciepła powstającego w różnych warunkach procesu tarcia umożliwiło dokonanie pełniejszej analizy procesów tribologicznych zachodzących podczas współpracy polimerowych kompozytów ze stalą.

5.2. Metoda pomiaru ciepła tarcia

Pomiary ciepła tarcia prowadzono na stanowisku Tribotester w otoczeniu syntetycznego oleju silnikowego Lotos Syntetic (prod. Rafineria Gdańska SA) SAE 5W/40. Schemat stanowiska oraz podstawowe założenia dotyczące sposobu wyznaczania ilości ciepła tarcia przedstawiono na rysunku 5.1. Podczas badań materiały polimerowe współpracowały ze stalową tarczą przy całkowitym zanurzeniu w oleju. Ponieważ proces tarcia odbywał się w warunkach równowagi wymiany ciepła z otoczeniem, możliwe jest przyjęcie założenia, że ciepło wytworzone w procesie tarcia w całości powodowało rozgrzewanie oleju. Zapewniają to również niewielkie wymiary próbki (szerokość ok. 3 mm, długość 18 mm), które minimalizują ewentualny efekt kumulowania ciepła wewnątrz polimerowego materiału. Ponadto, ze względu na niewielką długość próbki, mierzoną w kierunku tarcia, w stosunku do średnicy tarczy można przyjąć, że w obszarze styku współpracujących materiałów nie występowało pełne smarowanie olejem (brak ciągłości olejowego filmu EHD). Świadczą o tym również rejestrowane wartości współczynnika tarcia, które były nie mniejsze niż 0,04. Są to wartości znacznie większe od tych, które są rejestrowane podczas tarcia płynnego. Wynika stąd, że badane pary ślizgowe kompozyt PTFE – stal współpracowały w warunkach tarcia mieszanego.

Temperatura oleju w komorze, w której zachodziło tarcie, była stabilizowana na poziomie $T_{o1} = 60 \pm 0,1$ °C z zastosowaniem termostatu i grzałki elektrycznej. Badania



Rys. 5.1. Schemat stanowiska do pomiaru strumienia ciepła tarcia: 1 – próbka, 2 – przeciwpróbka, 3 – komora, 4 – grzałka, 5 – termostat, 6 – czujnik temperatury

Fig 5.1. Schematic diagram of experimental apparatus for measuring of heat flux of friction: 1 – specimen, 2 – counterface, 3 – chamber housing, 4 – heater, 5 – thermostat, 6 – temperature probe

proawdzono po rozgrzaniu stanowiska, oleju oraz współpracujących materiałów (polimerowa próbka, stalowa przeciwpróbka) w warunkach równowagi wymiany ciepła między olejem a otoczeniem. W trakcie badań nie obserwowano zmian temperatury otoczenia, ponieważ czas jednego pomiaru był stosunkowo krótki i wynosił $t_c = 2000$ s. Pomiary dotyczyły zatem ciepła powstającego w quasistacjonarnym procesie tribologicznym. Oznacza to, że określone wartości strumienia ciepła tarcia były niezależne od czasu tarcia.

Zgodnie ze schematem wymiany ciepła przedstawionym na rysunku 5.1 można ułożyć równanie bilansu cieplnego dla przedstawionego układu tribologicznego:

$$\dot{Q}_o = \dot{Q}_t + \dot{Q}_{grz} \quad (5.1)$$

stąd

$$\dot{Q}_t = \dot{Q}_o - \dot{Q}_{grz} \quad (5.2)$$

gdzie: \dot{Q}_o – strumień ciepła odprowadzany do otoczenia, \dot{Q}_t – strumień ciepła tarcia, \dot{Q}_{grz} – strumień ciepła doprowadzany za pośrednictwem grzałki.

Strumień ciepła pochodzący od grzałki wyznaczono przez pomiar poboru mocy prądu elektrycznego. Podczas pomiarów grzałka była zasilana prądem stałym o stabilizowanej wartości napięcia. Zarówno wartość napięcia U , jak i natężenie I prądu zasilającego mierzono za pomocą karty pomiarowej zainstalowanej w komputerze klasy IBM PC z częstotliwością 100 pomiarów na sekundę. Jednocześnie rejestrowano siłę tarcia. Układ termostatu sterował odpowiednio czasem włączenia i wyłączenia grzałki tak, aby temperatura oleju była stabilnie utrzymywana na określonym poziomie ($T_{ol} = 60 \pm 0,1$ °C). Rejestrując wartość napięcia U_k i natężenia I_k prądu oraz czas Δt_k pracy grzałki podczas każdego z cykli określono przeciętną moc elektryczną grzałki P_{el} w ramach danego pomiaru:

$$P_{el} = \frac{\sum_{k=1}^n (U_k I_k \Delta t_k)}{t_c} \quad (5.3)$$

gdzie: n – liczba cykli pracy grzałki podczas pomiaru, t_c – całkowity czas pomiaru ($t_c = 2000$ s), U_k – średnie napięcie zasilania grzałki podczas k -tego cyklu grzania, I_k – średnie natężenie prądu zasilania grzałki podczas k -tego cyklu grzania, Δt_k – czas pracy grzałki podczas k -tego cyklu grzania.

Gdy znana jest przeciętna moc elektryczna grzałki P_{el} oraz jej sprawność cieplna η_{grz} , określona doświadczalnie za pomocą pomiarów kalorymetrycznych, wyznacza się dla każdego pomiaru średni strumień ciepła $(\dot{Q}_{grz})_{sr}$ wytworzonego przez grzałkę. Ze względu na stosunkowo długi czas grzania oraz niewielką liczbę cykli grzania podczas pomiarów (zwykle kilkanaście cykli na pomiar) można przyjąć, że strumień ciepła grzał-

ki był w przybliżeniu równy średniemu strumieniowi ciepła dostarczanemu przez grzałkę. Stąd

$$\dot{Q}_{grz} \approx (\dot{Q}_{grz})_{sr} = \eta_{grz} P_{el} \quad (5.4)$$

Strumień ciepła odprowadzanego do otoczenia był stały podczas każdego pomiaru ze względu na stabilne warunki temperaturowe ($T_o = 24 \text{ }^\circ\text{C} = \text{const}$, $T_{ol} = 60 \text{ }^\circ\text{C} = \text{const}$) oraz stałe warunki wymiany ciepła z otoczeniem (m.in. stała prędkość obrotowa tarczy stalowej mieszającej olej). Wartość strumienia \dot{Q}_o określono przez pomiar, podczas którego nie zachodziło tarcie między materiałem polimerowym a stalowym przeciwelementem. Podobnie jak podczas pomiarów ciepła tarcia obracająca się tarcza mieszała olej, a termostat i grzałka utrzymywały temperaturę oleju na tym samym poziomie jak podczas pomiarów. W takich warunkach strumień ciepła dostarczanego przez grzałkę do oleju był równy strumieniowi ciepła odprowadzanego do otoczenia. Strumień ciepła \dot{Q}_o określono z równości:

$$\dot{Q}_o = (\dot{Q}_{grz})_{F_t=0}$$

Aby określić udział strumienia ciepła tarcia \dot{Q}_t w mocy tarcia P_{F_t} , wprowadzono współczynnik udziału ciepła K określony wzorem :

$$K = \frac{\dot{Q}_t}{P_{F_t}} \quad (5.5)$$

czyli

$$\dot{Q}_t = K P_{F_t} = K F_t v \quad (5.6)$$

gdzie: F_t – siła tarcia [N], v – prędkość ślizgania [m/s].

Analiza zmian wartości współczynnika udziału ciepła tarcia K w zależności od pracy tarcia oraz chropowatości powierzchni ślizgowej stalowego przeciwelementu umożliwiła pełniejsze poznanie zagadnień związanych z procesem wydzielania się ciepła podczas tarcia.

5.3. Badania ciepła tarcia

Pomiary ciepła tarcia przeprowadzono dla materiałów kompozytowych na osnowie PTFE charakteryzujących się stosunkowo dużą wartością współczynnika tarcia mieszanego. Umożliwiło to zminimalizowanie wpływu błędów pomiarowych na wyniki badań, a zwłaszcza na przebieg zmian wartości współczynnika udziału ciepła K . Do badań wytypowano dwa kompozyty o różnej przewodności cieplnej produkowane przez Zakłady Azotowe SA w Tarnowie, w których objętościowe udziały wypełniaczy wynoszą odpowiednio:

- PTFE +27% koksu – Tarflen TK25,
- PTFE + 16% stali – Tarflen TSt-40.

Pierwszy z kompozytów został opisany podczas badań tribologicznych (patrz rozdz. 4.2.1). Kompozyt Tarflen TSt-40 jest nowym materiałem ślizgowym, w którym jako wypełniacz zastosowano proszek stali nierdzewnej gatunku 316L produkcji firmy AMIL (odpowiednik stali X2CrNiMo17.12.2 PN-EN10088-1) w ilości 16% objętościowo (40% wagowo). Proszek stalowy ma postać nieregularnych ziarenek (o ziarnistości ok. 80 μm) i charakteryzuje się większą odpornością chemiczną od brązu cynowego stosowanego alternatywnie jako metaliczny wypełniacz w kompozytach na osnowie PTFE.

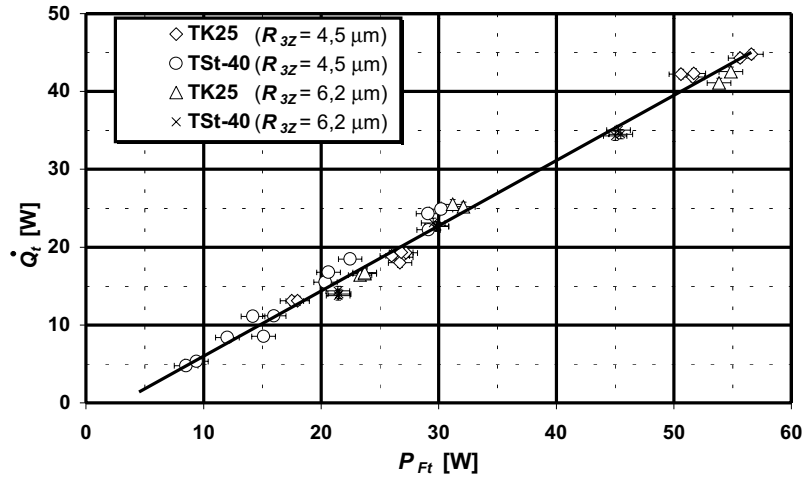
Wszystkie pomiary ciepła tarcia prowadzono w jednakowych warunkach wymiany ciepła z otoczeniem, tj. w ustalonej temperaturze oleju $T_{ol} = 60 \pm 0,1$ °C, w temperaturze otoczenia $T_o = 24$ °C oraz dla stałej prędkości obrotowej tarczy stalowej mieszającej olej $n = 285$ obr/min, co odpowiadało prędkości ślizgania $v = 3$ m/s.

W pierwszym etapie badań przeprowadzono pomiary ciepła tarcia dla różnych nacisków jednostkowych p , uzyskując dzięki temu różne wartości mocy tarcia P_{Ft} . Wartości średnie wyników badań przedstawiono w tabeli 5.1.

Z przedstawionego na wykresie (rys. 5.2) przebiegu zależności strumienia ciepła \dot{Q}_t od mocy tarcia P_{Ft} można sądzić, że strumień ciepła tarcia jest proporcjonalny do mocy tarcia niezależnie od badanego kompozytu i chropowatości. Jednakże na rysunku 5.3, przedstawiającym zależność współczynnika udziału ciepła K od mocy tarcia P_{Ft} , można zauważyć związek między wartością współczynnika K i mocą tarcia P_{Ft} . Oznacza to, że udział strumienia ciepła tarcia w mocy tarcia jest zależny od mocy tarcia. Im mniejsza moc tarcia, tym mniejszy w niej udział strumienia ciepła. Wyjaśnić można to tym, że istnieje pewna ilość rozpraszanej energii, która nie jest zamieniana w ciepło, a wiąż-

Tabela 5.1. Zestawienie średnich wartości pomiarów strumienia ciepła tarcia \dot{Q}_t i mocy tarcia P_{Ft} dla kompozytów PTFE współpracujących ze stalą o różnej chropowatości (R_{3z}) w warunkach tarcia mieszanego, dla różnych wartości nacisku jednostkowego p i ustalonej prędkości ślizgania $v = 3$ m/s
Table 5.1. The average values of the heat flux \dot{Q}_t of friction and friction power P_{Ft} for PTFE composites sliding against steel with different surface roughness (parameter R_{3z}) in mixed lubrication (different contact pressure p and constant sliding velocity $v = 3$ m/s)

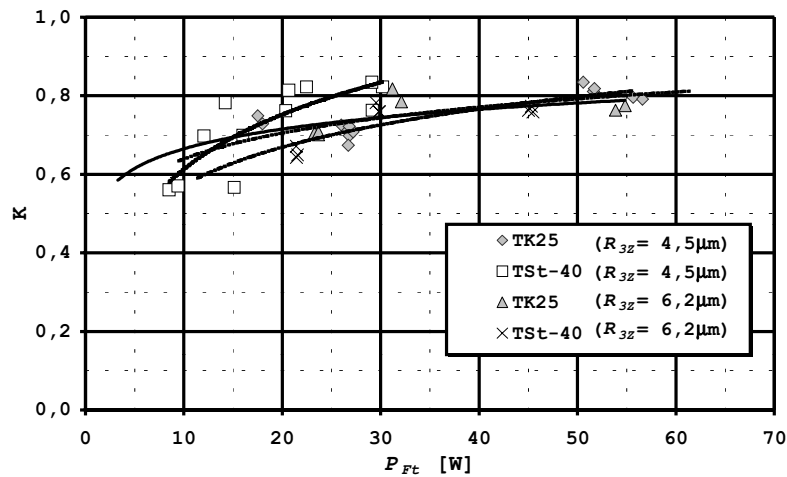
Tarflen TK25				Tarflen TSt-40			
p [MPa]	P_{Ft} [W]	\dot{Q}_t [W]	K	p [MPa]	P_{Ft} [W]	\dot{Q}_t [W]	K
$R_{3z} = 4,5 \mu\text{m}$							
1,0	17,8	13,1	0,74	1,5	10,0	6,2	0,610
1,5	26,9	18,9	0,70	2,0	15,1	10,3	0,683
2,0	26,4	18,8	0,71	2,5	21,2	16,9	0,800
2,5	51,3	42,1	0,82	3,0	29,5	23,8	0,807
3,0	56,1	44,6	0,79	–	–	–	–
$R_{3z} = 6,2 \mu\text{m}$							
1,6	23,6	16,6	0,70	1,6	21,5	14,1	0,65
2,0	30,6	25,4	0,80	2,1	29,7	22,8	0,77
3,0	51,2	41,8	0,77	3,0	45,3	34,6	0,77



Rys. 5.2. Wykres zależności strumienia ciepła tarcia \dot{Q}_t od mocy tarcia P_{Ft} dla kompozytów PTFE Tarflen TK25 oraz Tarflen TSt-40 współpracujących z tarczami stalowymi o różnych chropowatościach określonych parametrem R_{3z}

Fig. 5.2. The heat flux \dot{Q}_t of friction vs. friction power P_{Ft} for PTFE composites Tarflen TK25 and Tarflen TSt-40 sliding against steel with different roughness parameter R_{3z}

że się z innymi formami dyssypacji energii (np. zużywanie, przebudowa struktury warstwy wierzchniej, odkształcenia plastyczne itp.). Energia ta zależy jedynie w niewielkim stopniu (bądź jest całkowicie niezależna) od energii tarcia.



Rys. 5.3. Zależność współczynnika K od mocy tarcia P_{Ft} dla kompozytów PTFE Tarflen TK25 oraz Tarflen TSt-40 współpracujących z tarczami stalowymi o różnych chropowatościach określonych parametrem R_{3z}

Fig. 5.3. The effect of friction power P_{Ft} on coefficient K for PTFE composites Tarflen TK25 and Tarflen TSt-40 sliding against steel with different roughness parameter R_{3z}

W kolejnym etapie badań określono wpływ chropowatości powierzchni elementu stalowego na ilość wytwarzanego ciepła tarcia w powiązaniu z właściwościami tribologicznymi badanych kompozytów PTFE w warunkach tarcia mieszanego. Podczas badań materiały polimerowe współpracowały ze stalowymi tarczami o różnej chropowatości powierzchni określonej za pomocą parametru R_{3z} . Parametr ten był stosowany do opisu chropowatości powierzchni elementu stalowego we wcześniej prezentowanych badaniach tribologicznych kompozytów PTFE (rozd. 4). Na wstępie przeprowadzono cykl pomiarów tribologicznych w warunkach tarcia mieszanego przy stałej wartości nacisku jednostkowego ($p = 2$ MPa) i prędkości ślizgania ($v = 3$ m/s). Miały one na celu określenie wpływu chropowatości na wartość współczynnika tarcia μ oraz intensywność zużycia I_{ZL} wybranych kompozytów PTFE w warunkach tarcia mieszanego. Wyniki badań zamieszczono w tabeli 5.2 oraz w postaci wykresów na rysunku 5.4.

Dla każdego badanego materiału widoczny jest zakres chropowatości, przy którym wartość współczynnika tarcia jest najmniejsza. W wypadku Tarflenu TK25 zakres ten wynosi $R_{3z} = 0,5\text{--}1,5$ μm , dla Tarflenu TSt-40 natomiast $R_{3z} = 1,5\text{--}3$ μm . Można sądzić, że podobnie jak podczas tarcia technicznie suchego minimalna wartość współczynnika tarcia w tych zakresach wynika z odpowiedniej relacji między oddziaływaniami adhezyjnymi i mechanicznymi zachodzącymi między współpracującymi powierzchniami polimerowego kompozytu i stalowego przeciwelementu. Intensywność zużycia badanych materiałów powiększa się wraz ze zwiększaniem chropowatości opisanej para-

Tabela 5.2. Zestawienie średnich wartości pomiarów współczynnika udziału ciepła tarcia K oraz współczynnika tarcia μ w zależności od parametrów chropowatości stalowego przeciwelementu R_{3z} dla kompozytów Tarflen TK25 oraz Tarflen TSt-40 pracujących w warunkach tarcia mieszanego (olej Lotos SAE 5W40, $T_o = 60$ °C, $v = 3$ m/s) dla ustalonej wartości mocy tarcia P_{Ft}

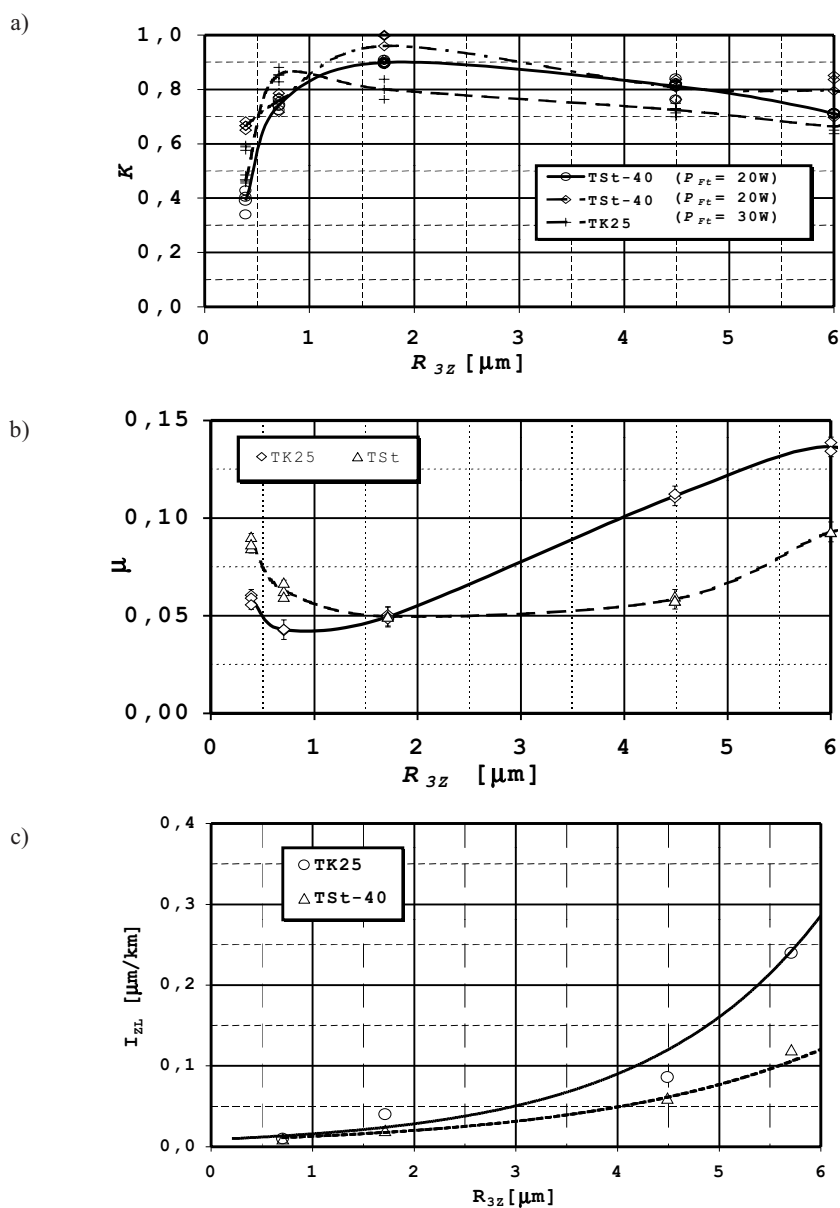
Table 5.2. The effect of surface roughness (R_{3z}) of steel counterface on the average values of the coefficient K and coefficient of friction μ for composites Tarflen TK25 and Tarflen TSt-40 sliding against steel in mixed lubrication (synthetic motor oil Lotos Synthetic SAE 5W40,

$T_o = 60$ °C, $v = 3$ m/s) under constant friction power P_{Ft}

Chropowatość stali	Współczynnik udziału ciepła tarcia K			Współczynnik tarcia μ ($p = 2$ MPa)		Intensywność zużycia liniowego I_{ZL} [$\mu\text{m}/\text{km}$] ($p = 2$ MPa)	
	R_{3z}	TK25 ^{a)}	TSt-40 ^{a)}	TSt-40 ^{b)}	TK25	TSt-40	TK25
0,39	0,467	0,391	0,666	0,058	0,087	0,01	0,01
0,71	0,854	0,742	0,758	0,043	0,063	0,04	0,01
1,71	0,801	0,899	0,959	0,049	0,050	0,09	0,03
4,49	0,724	0,812	0,807	0,111	0,058	0,24	0,08
6,00	0,664	0,711	0,795	0,136	0,093	0,36	0,12
6,20	0,705	0,656	0,768	0,108	0,090	0,40	0,15

a) Pomiar dla stałej wartości mocy tarcia $P_{Ft} = 20$ W

b) Pomiar dla stałej wartości mocy tarcia $P_{Ft} = 30$ W



Rys. 5.3. Zestawienie pomiarów ciepła tarcia i właściwości tribologicznych kompozytów PTFE w zależności od parametru chropowatości R_{3z} przeciwelementu stalowego ($v = 3$ m/s):
 a) współczynnik udziału strumienia ciepła K dla ustalonej wartości mocy tarcia P_{Ft} ,
 b) współczynnik tarcia μ dla ustalonej wartości nacisku jednostkowego $p = 2$ MPa,
 c) intensywność zużycia liniowego I_{ZL} dla ustalonej wartości nacisku jednostkowego $p = 2$ MPa

Fig. 5.4. The effect of roughness surface (parameter R_{3z}) of steel counterface on heat of friction and tribological properties of PTFE composites ($v = 3$ m/s): a) the coefficient K at constant friction power P_{Ft} , b) the coefficient of friction m under constant contact pressure $p = 2$ MPa, c) the specific linear wear rate I_{ZL} under constant contact pressure $p = 2$ MPa

metrem R_{3z} . Przyczyny tego zjawiska można doszukiwać się w mechanicznym oddziaływaniu mikronierówności powierzchni elementu stalowego na materiał polimerowy. Oddziaływania te zwiększają się wraz ze zwiększaniem się wysokości mikrowzniesień profilu, powodując większe zużycie materiału polimerowego przez bruzdowanie i mikroskrawanie.

Aby określić wpływ chropowatości powierzchni elementu stalowego na ilość wydzielanego ciepła tarcia przeprowadzono pomiary dla stałej wartości mocy tarcia P_{F_t} . Ponieważ prędkość ślizgania miała ustaloną z góry wartość ($v = 3$ m/s), więc moc tarcia $P_{F_t} = F_t v$ zależała jedynie od wartości siły tarcia F_t . Jak dowiodły wcześniejsze badania, chropowatość powierzchni przeciwelementu wykazuje znaczny wpływ na wartość współczynnika tarcia μ i co się z tym wiąże również na siłę tarcia. Oznacza to, że aby siła tarcia F_t miała podczas pomiaru ustaloną z góry wartość, należało odpowiednio zmieniać siłę normalną F_N , z jaką polimerowa próbka jest dociskana do stalowej tarczy. Dzięki temu wszystkie pomiary prowadzono przy stałej wartości mocy tarcia P_{F_t} ($P_{F_t} = 20$ W lub $P_{F_t} = 30$ W), a rezultatem badań było wyznaczenie zmiany współczynnika K , określającego udział strumienia ciepła tarcia w mocy tarcia, w zależności od chropowatości stalowego elementu. Wyniki przedstawiono w tabeli 5.2 oraz na wykresie (rys. 5.4a). Wynikające z nich spostrzeżenia i wnioski przedstawiono w dalszej części pracy.

5.4. Ciepło tarcia – źródło informacji o procesach tribologicznych

Ilość ciepła wydzielanego w procesie tarcia kompozytów PTFE zależy, co jest oczywiste, od pracy siły tarcia. Nie jest to jednak prosta zależność. Jak wykazały przedstawione wyniki badań udział strumienia ciepła w mocy tarcia przedstawiony za pomocą współczynnika K zależy od wartości samej mocy tarcia, a ponadto od chropowatości elementu stalowego, nacisku jednostkowego i prawdopodobnie od wielu innych parametrów (np. temperatury), których wartości były ustalone podczas badań, a które wpływają również na ilość energii rozpraszanej w innych formach niż ciepło tarcia. Na podstawie przebiegu wykresów zależności współczynnika udziału strumienia ciepła K , współczynnika tarcia μ oraz intensywności zużycia liniowego I_{ZL} wybranych kompozytów PTFE od parametru chropowatości R_{3z} , opisującego chropowatość powierzchni współpracującego przeciwelementu, można sformułować następujące wnioski:

- Udział strumienia ciepła w mocy tarcia osiąga największą wartość ($K = 0,8-0,9$) dla chropowatości powierzchni elementu stalowego, dla której obserwowana jest również najmniejsza wartość współczynnika tarcia. Oznacza to, że w tych warunkach energia tarcia jest rozpraszana prawie całkowicie w postaci ciepła tarcia a inne formy dysypacji energii tarcia, takie jak przebudowa struktury warstwy wierzchniej, proces zużycia itp. zachodzą w niewielkim stopniu. Stosunkowo duża ilość ciepła wydzielającego się w tych warunkach powoduje lokalne znaczne rozgrzewanie się warstwy

wierzchniej obu współpracujących materiałów oraz otaczającej warstewki oleju, powodując zmniejszenie jego lepkości. Stąd wynika zaobserwowane w tym wypadku zmniejszenie wartości współczynnika tarcia.

- Dla gładkich powierzchni elementu stalowego ($R_{3z} < 1 \mu\text{m}$) obserwuje się wzrost wartości współczynnika tarcia mieszanego w badanych kompozytach. Wynika to ze zwiększonych oddziaływań adhezyjnych zachodzących między powierzchniami współpracujących materiałów. Jednocześnie w tych warunkach udział strumienia ciepła tarcia w mocy tarcia zmniejszył się (nawet do $K = 0,4$), intensywność zużywania natomiast praktycznie nie ulega zmianie. Można stąd wyciągnąć wniosek, że energia tarcia dla gładkich powierzchni jest przede wszystkim wykorzystywana do przewyciężania oddziaływań międzycząsteczkowych, jakie zachodzą między współpracującymi materiałami (kompozytem i stalą) oraz na przebudowę struktury warstwy wierzchniej przede wszystkim materiału polimerowego. Wniosek ten będzie zweryfikowany podczas badań mikroskopowych powierzchni ślizgowych badanych kompozytów, które zostaną przedstawione w dalszej części opracowania.

- Inny wniosek, jaki nasuwa się na podstawie przedstawionych spostrzeżeń dotyczy roli chropowatości powierzchni w procesie wydzielania się ciepła tarcia. Stosunkowo nieduży udział strumienia ciepła tarcia w mocy tarcia dla gładkich powierzchni świadczy o tym, że ciepło tarcia wydziela się w polimerowych kompozytach przede wszystkim w wyniku mechanicznego oddziaływania mikronierówności powierzchni elementu stalowego na powierzchnię ślizgową materiału polimerowego. Oddziaływania adhezyjne, które dominują podczas współpracy kompozytów PTFE z gładkimi powierzchniami stalowymi odgrywają mniejszą rolę w procesie powstawania ciepła tarcia.

Analiza wyników pomiarów ciepła tarcia daje pełniejszy obraz o procesach tribologicznych zachodzących podczas współpracy polimerowych kompozytów ze stalą. Im większy jest udział ciepła w całkowitej energii rozpraszanej podczas tarcia (większe wartości współczynnika K), tym mniejsza jest intensywność zachodzenia innych procesów związanych z tarciem, takich jak zużywanie czy przebudowa struktury warstwy wierzchniej.

6. Temperatura elementów pary ślizgowej

Cechą energii rozpraszanej podczas tarcia w postaci ciepła jest wzrost temperatury elementów systemu tribologicznego. W procesach tribologicznych rozróżnia się [47]:

- temperaturę całej objętości ciała,
- gradienty temperatury,
- temperaturę lokalną (tzw. temperatura błysku).

Temperatura całej objętości ciała jest ogólną miarą jego stanu cieplnego. Dla dużych gradientów temperatury w głąb materiału, jak w materiałach polimerowych o słabej przewodności cieplnej, temperatura ta nie odzwierciedla faktycznego stanu cieplnego warstwy wierzchniej. Ponieważ temperatura wpływa znacząco na właściwości mechaniczne polimerów termoplastycznych, a zwłaszcza na właściwości tribologiczne (patrz rozdz. 2.6), w procesie tarcia tych materiałów może wystąpić sprzężenie zwrotne [79]. Polega ono na tym, że w wyniku generowania ciepła następuje rozgrzewanie materiału polimerowego. Powoduje to zmianę jego właściwości tribologicznych, między innymi wartości współczynnika tarcia. W konsekwencji zmienia się energia tarcia i co się z tym wiąże ilość generowanego ciepła powoduje odpowiednio wzrost lub spadek temperatury materiału polimerowego. Efektem jest ponowna zmiana właściwości ślizgowych materiału polimerowego. W przedstawionych wcześniej badaniach własnych (rys. 4.9) oraz w pracach innych autorów [97] stwierdzono powtarzające się cykle zmiany temperatury podczas tarcia różnych polimerów oraz związane z tym zmiany ich właściwości tribologicznych, takich jak wartość współczynnika tarcia oraz intensywność zużywania.

6.1. Pomiar temperatury podczas współpracy kompozytów PTFE ze stalą

Pomimo wielu opracowań związanych z wyznaczaniem temperatury elementów trących nadal problemem pozostaje jej doświadczalne określenie w miejscu ich styku. Jednym z najbardziej popularnych sposobów jest pomiar temperatury z zastosowaniem termoelementów (termopar). Niestety prowadzenie pomiarów temperatury dla materiałów polimerowych za pomocą tej metody jest obciążone błędami wynikającymi między innymi z:

- braku możliwości umieszczenia termopary bezpośrednio na powierzchni ślizgowej polimeru; zwykle termopara jest umieszczona w pewnej odległości w głąb materiału polimerowego lub stalowego,

- odprowadzania ciepła przez czujnik z miejsca jego styku z polimerem (różne przewodnictwo ciepłe polimeru i metalowej termopary),
- określonych, minimalnych wymiarów termopary powodujących uśrednienie pomiaru temperatury z pewnego obszaru wokół miejsca pomiaru.

Alternatywnym rozwiązaniem są pomiary termograficzne. Niestety również i one nie są pozbawione wad. Przede wszystkim większość materiałów polimerowych nie jest przezroczysta dla promieniowania podczerwonego (IR), co uniemożliwia praktycznie obserwację powierzchni tarcia dla tych materiałów. Nieliczne publikowane prace badawcze [8], [30], w których stosowano tę metodę pomiaru do określania rozkładu temperatury na powierzchni tarcia dotyczyły współpracy przezroczystego szafiru (zastępującego stal) z innymi materiałami, w tym polimerowymi. W pracach Sadowskiego [92], [93] przedstawiono pomiary termograficzne do określania temperatury tarcia. Zastosowanie w procesie tarcia dwóch metalowych rur cienkościennych zapewniało, że rozkład temperatury obserwowany na powierzchni rur był podobny do rozkładu wewnątrz ich ścianek.

W pracach badawczych stosuje się również inne niekonwencjonalne metody określania temperatury wewnątrz materiału podczas procesu tarcia. Stosuje się na przykład pomiary odkształceń w objętości badanego materiału [1], które wynikają z zależnej od temperatury jego rozszerzalności cieplnej. Taka metoda pomiaru temperatury wymaga jednak znajomości dokładnej charakterystyki rozszerzalności cieplnej badanego materiału oraz zastosowania precyzyjnego pomiaru odkształceń (np. techniką laserową). Jednocześnie metoda ta jest czuła na zmianę odkształceń wynikających ze zmienności obciążenia zewnętrznego, a także ze względu na przemieszczenia badanego materiału podczas procesu tarcia, wywołanego np. biciem obracającego się przeciwelementu. Ponadto pomiary odkształceń dotyczą, tak jak i pomiary termograficzne, powierzchni zewnętrznej badanych materiałów.

W ramach przedstawionej pracy zdecydowano się na zastosowanie metody termografii do określania temperatury materiału polimerowego. Umożliwia on przeprowadzenie analizy pola temperatury na powierzchni próbki materiału polimerowego. Podobnie jak w pracach przedstawionych przez Sadowskiego [92], [93] zastosowanie próbek o niewielkiej grubości uzasadnia przyjęcie założenia, że temperatura wewnątrz próbki będzie różniła się w niewielkim stopniu od temperatury na powierzchni bocznej. Obserwowany rozkład temperatury na tej powierzchni będzie zatem podobny do tego, jaki występuje wewnątrz materiału polimerowego.

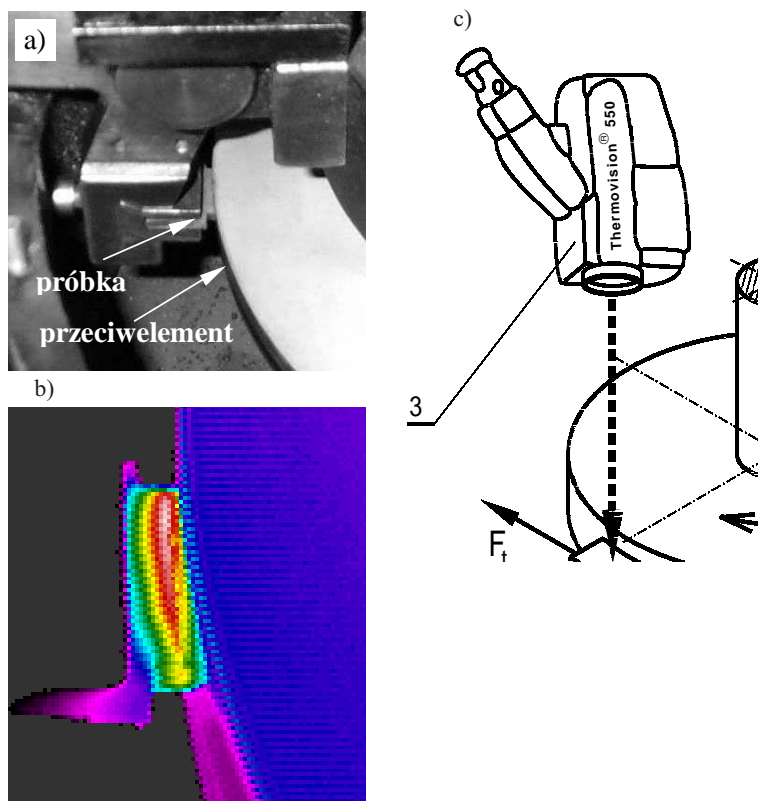
6.1.1. Pomiary termograficzne temperatury elementów pary ślizgowej

Badania rozkładu temperatury na powierzchni elementów współpracujących ze sobą ślizgowo, przeprowadzono z zastosowaniem kamery termowizyjnej AGEMA Thermovision 550. Kamera ta dokonuje pomiaru promieniowania podczerwonego emitowanego przez badany obiekt i umożliwia w czasie rzeczywistym uzyskiwanie kolorowego obrazu o dużej rozdzielczości (320 × 240 dpi). Obrazy (termogramy) mogą być analizowane zarówno z wykorzystaniem funkcji analizujących obraz, wbudowanych w ka-

merę, jak i za pomocą odpowiedniego oprogramowania w komputerze klasy IBM PC. Czułość temperaturowa kamery wynosi poniżej $0,1\text{ }^{\circ}\text{C}$, natomiast dokładność pomiaru wartości temperatury $\pm 2\%$ zakresu lub $\pm 2\text{ K}$.

Celem badań termograficznych było:

- określenie rozkładu temperatury w objętości polimerowej próbki podczas tarcia,
- określenie rozkładu temperatury na powierzchni przeciwelementu stalowego, w obszarze ścieżki tarcia,
- zbadanie wpływu chropowatości na intensywność wydzielania ciepła tarcia przejawiającego się rozgrzewaniem polimerowej próbki do różnej temperatury w podobnych warunkach wymiany ciepła z otoczeniem.



Rys. 6.1. Pomiar temperatury powierzchni bocznej polimerowej próbki metodą termograficzną:

- a) zdjęcie pary ślizgowej (próbka i stalowy przeciwelement),
 b) przykładowy termogram otrzymany podczas współpracy kompozytu PTFE ze stalą,
 c) schemat pomiaru temperatury na powierzchni bocznej próbki podczas współpracy ze stalą (1 – stalowy przeciwelement, 2 – polimerowa próbka, 3 – kamera termowizyjna)

Fig. 6.1. Thermography method of measurement of temperature on a lateral surface of polymer specimen: a) photo of sliding couple (specimen and steel counterface)

- b) the example of thermogram obtained during PTFE composite sliding against steel
 c) schematic diagram of measurement of temperature on a surface of polymer specimen sliding against steel (1 – counterface, 2 – polymer specimen, 3 – camera with an IR filter)

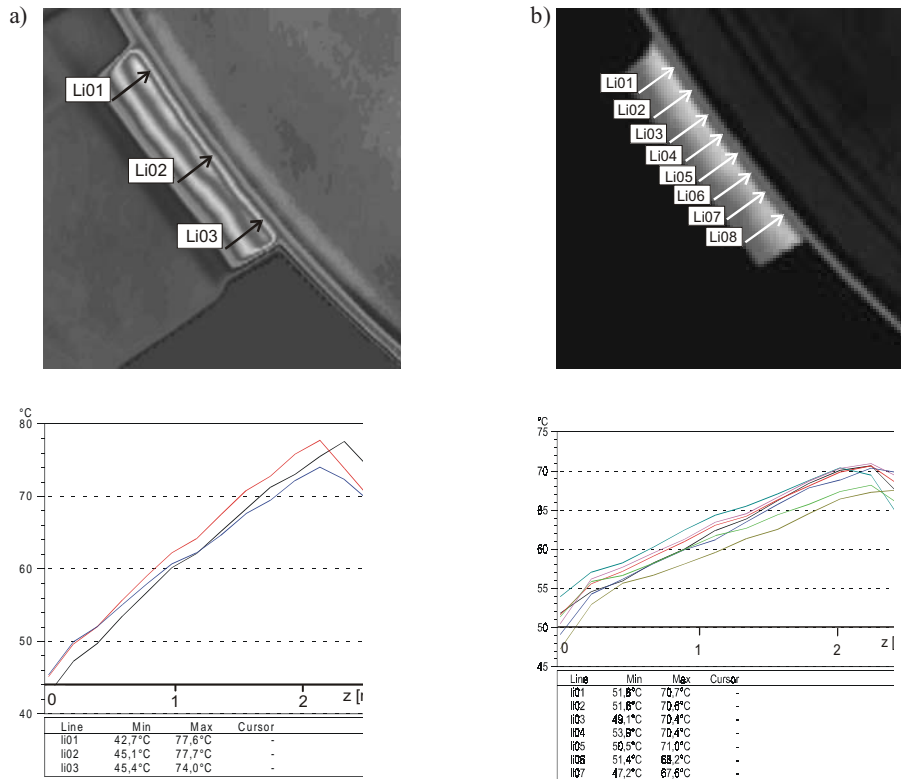
Schemat pomiaru temperatury przedstawiono na rysunku 6.1. Podczas badań obserwowano rozkład temperatury oraz prowadzono pomiary temperatury w wybranych punktach obserwowanego obszaru na powierzchni próbki i przeciwelementu. Badania wykonano w warunkach tarcia technicznie suchego dla dwóch wybranych kompozytów: Tarflen TK25 oraz Tarflen TSt-40, których skład oraz właściwości tribologiczne zostały wcześniej opisane (rozdz. 4.2.1 oraz 5.3). Materiały te wybrano ze względu na różną przewodność cieplną.

6.1.2. Pole temperatury w próbce polimerowej

W pierwszym etapie badań przeprowadzono pomiar rozkładu temperatury na powierzchni bocznej próbki polimerowej podczas tarcia po stali. Pomiary temperatury wykonywano w warunkach ustalonego przepływu ciepła (po rozgrzaniu pary ślizgowej). Przykładowo zarejestrowany rozkład temperatury na powierzchni próbek z Tarflenu TK25 oraz Tarflenu TSt-40 przedstawiono na rysunku 6.2. Dotyczył on kompozytów, które współpracowały podczas pomiarów ze stalą ($R_{3z} = 1,7 \mu\text{m}$) w warunkach tarcia technicznie suchego przy nacisku jednostkowym $p = 2 \text{ MPa}$ i prędkości ślizgania $v = 3 \text{ m/s}$. Na przedstawionych termogramach można zauważyć, że maksymalna temperatura nie występuje bezpośrednio w miejscu styku obu współpracujących materiałów, ale jest nieco odsunięta w głąb materiału polimerowego. Podczas prowadzonych badań obserwowano znaczne różnice między temperaturą maksymalną a temperaturą w miejscu styku. Różnice te przekraczały nawet dwadzieścia kelwinów w zależności od warunków tarcia. Były one związane przede wszystkim z ilością wydzielanego ciepła tarcia. Do badań zastosowano próbki polimerowe o niewielkiej grubości (ok. 1,5 mm). Można zatem sądzić, że rozkład temperatury wewnątrz materiału polimerowego będzie miał podobny charakter do obserwowanego na jego powierzchni, chociaż, ze względu na słabą przewodność cieplną badanych kompozytów PTFE, temperatura osiągnięta wewnątrz próbki będzie na pewno nieco wyższa.

Podobne zjawisko zostało zaobserwowane przez innych badaczy w początkowym etapie procesu tarcia metali. Ich spostrzeżenia i wnioski zaprezentowano w omawianych wcześniej opracowaniach [2], [71], [101]. Wyjaśnia się w nich, że zjawisko to jest związane z występowaniem wewnętrznych źródeł ciepła pod powierzchnią tarcia. Powstają one w wyniku zmiennego stanu odkształceń plastycznych związanego ze zmiennymi w czasie siłami tarcia oraz zmiennym naciskiem powierzchniowym, jaki występuje podczas współpracy ślizgowej materiałów.

Wydaje się, co potwierdziły przedstawione wyniki badań, że materiały polimerowe wykazują podobieństwo w tym zakresie do metali, jednak obserwowane trwałe odsunięcie obszaru maksymalnej temperatury od powierzchni tarcia jest jeszcze bardziej wyraźne. Wynika to ze znacznie mniejszej przewodności cieplnej polimerów, lepkosprężystej natury tych materiałów i związanego z tym większego tłumienia drgań (tarcie wewnętrzne). Właściwości te w rezultacie powodują, że materiały polimerowe w większym stopniu rozpraszają energię w swojej objętości w postaci ciepła niż materiały metalowe.



Rys. 6.2. Przykładowe termogramy i wykresy rozkładu temperatury wzdłuż odcinków pomiarowych (zgodnie z zaznaczonym kierunkiem) dla kompozytów PTFE (a – Tarflen TK25, b – Tarflen TSt-40) współpracujących ze stalą podczas tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s), w warunkach równowagi cieplnej dla badanej pary ślizgowej

Fig. 6.2. The examples of thermograms and variation of temperatures on measuring lengths for PTFE composites (a – Tarflen TK25, b – Tarflen TSt-40) sliding against steel under dry friction conditions ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s), in thermal steady state

6.1.3. Temperatura powierzchni przeciwelementu stalowego

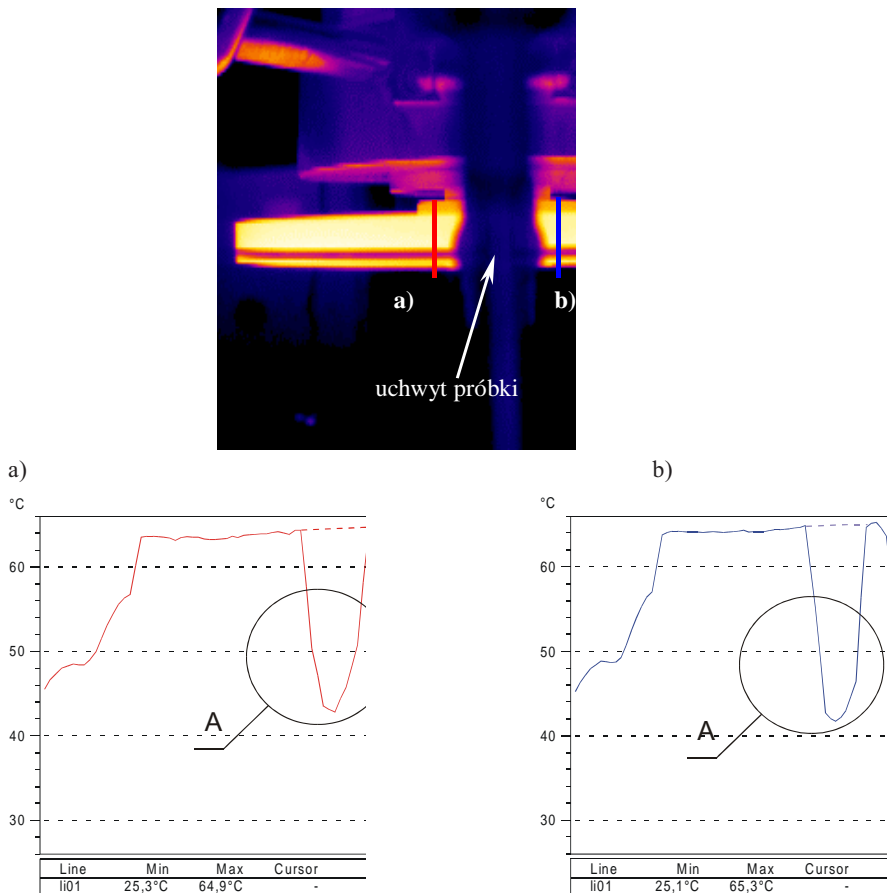
Aby sprawdzić czy na zaobserwowaną postać rozkładu temperatury w materiale polimerowym wpływa ewentualne schładzanie próbki przez przeciwelement metalowy, przeprowadzono podczas procesu tarcia pomiar rozkładu temperatury w obszarze ścieżki tarcia. Obserwacje przeprowadzono w pobliżu miejsc, w których podczas ruchu powierzchnia tarczy znajduje się bezpośrednio przed i po styku z polimerową próbką. Miały one wykazać czy wystąpiła różnica temperatury w obszarze ścieżki tarcia. Wyniki przedstawiono na rysunku 6.3.

Powierzchnia tarczy stalowej oraz próbki polimerowej były pomalowane przed pomiarami na czarno, aby uzyskać jednakowy poziom emisyjności współpracujących materiałów. Niestety, w obszarze ścieżki tarcia czarna powłoka została w trakcie badań

usunięta. Spowodowało to zmianę emisyjności w tym obszarze i stąd widoczny pozorny spadek temperatury (obszar A) na wykresach rozkładu temperatury (rys. 6.3a, b).

W rzeczywistości temperatura nie zmieniała się. Można przyjąć, ze względu na dobrą przewodność cieplną stali oraz niewielką szerokość ścieżki tarcia (ok. 2,5 mm), że temperatura na ścieżce tarcia w rozpatrywanym obszarze była taka sama jak obserwowana na granicy ścieżki, w miejscu gdzie czarna powłoka nie została usunięta.

Długość odcinka styku próbki z przeciwelementem stalowym, wzdłuż którego generowało się ciepło, była niewielka w porównaniu z pozostałą częścią obwodu prze-



Rys. 6.3. Rozkład temperatury wzdłuż odcinków pomiarowych na powierzchni walcowej przeciwelementu stalowego podczas współpracy z polimerową próbką w warunkach równowagi cieplnej. Obszar A – pozorny spadek temperatury (zmiana emisyjności powierzchni stali):

a) po wyjściu z obszaru styku z próbką, b) przed wejściem w obszar styku z próbką

Fig. 6.3. The temperature distribution on the measuring lengths on the surface of steel counterface sliding against polymer specimen under thermal steady state, Zone A – apparent temperature drop (changes in a heat emission ratio): a) after contact with polymer specimen, b) before contact with polymer specimen

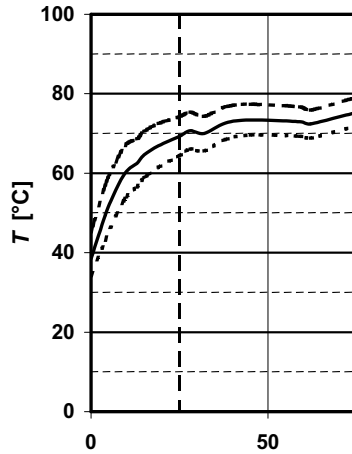
ciwelementu, na której mogło wystąpić jego ochładzanie. Z przedstawionych wykresów (rys. 6.3a, b) wynika, że na obu odcinkach pomiarowych temperatura w obrębie ścieżki tarcia wynosiła $65,1 \pm 0,2$ °C, a obserwowane różnice mieściły się w granicach błędu pomiaru. Jednocześnie temperatura mierzona na powierzchni bocznej próbki polimerowej w miejscu styku z przeciwpróbką wynosiła ok. 66 °C. Była więc porównywalna z temperaturą mierzoną w obrębie ścieżki tarcia. Oznacza to, że praktycznie temperatura mierzona w obszarze ścieżki tarcia na powierzchni przeciwelementu stalowego nie zmieniała się po osiągnięciu warunków równowagi cieplnej. Uzasadnieniem jest jego duża pojemność cieplna. Masa elementu stalowego wynosiła bowiem 3,5 kg (ciepło właściwe stali $c_p = 0,46$ kJ/(kg·K)). Częstotliwość, z jaką dany obszar, w ramach ścieżki tarcia, wchodził w kontakt z polimerową próbką, wynikała z prędkości obrotowej tarczy i wynosiła 4,8 Hz dla ustalonej prędkości ślizgania $v = 3$ m/s. Powodowało to, że stalowy przeciwelement nie zdążył się ochłodzić podczas krótkiego czasu trwania jednego obrotu. Stąd temperatura na jego powierzchni cylindrycznej w obszarze ścieżki tarcia nie wykazywała różnicy w obszarze przed i po współpracy z polimerową próbką. Z przedstawionych spostrzeżeń wynika, że w rozpatrywanym układzie tribologicznym w warunkach równowagi cieplnej temperatura przeciwelementu stalowego nie wpływa w istotny sposób na charakter rozkładu temperatury w polimerowej próbce.

6.1.4. Pole temperatury w elemencie polimerowym podczas jego rozgrzewania i stygnięcia

Celem kolejnego etapu badań było pośrednie potwierdzenie występowania dodatkowych źródeł ciepła wewnątrz materiału polimerowego. W związku z tym wykonano serię pomiarów temperatury podczas rozgrzewania się próbki polimerowej od gorącej tarczy stalowej oraz podczas stygnięcia próbki po zatrzymaniu przeciwelementu (prędkość ślizgania $v = 0$ m/s).

Serię termogramów przedstawiających rozgrzewanie się próbki z kompozytu Tarflen TSt-40 przedstawiono na rysunku 6.5, natomiast zmianę temperatury w ustalonym miejscu na powierzchni bocznej próbki podczas pierwszych minut rozgrzewania przedstawiono na wykresie (rys. 6.4). Z wykresu wynika, że stabilizacja temperatury nastąpiła po ok. 50 sekundach, a później układ tarcza–próbka polimerowa stopniowo ochładzał się. Na przedstawionych termogramach widoczne jest równoległe ułożenie izoterm do powierzchni styku z rozgrzaną tarczą. Rozkład temperatury jest odmienny od tego, jaki był obserwowany podczas tarcia. Najwyższa rejestrowana temperatura wystąpiła na powierzchni bocznej polimeru w miejscu styku ze stalową tarczą (przeciwelementem), a nie w pewnej odległości, jak podczas tarcia. Potwierdza to, że podczas tarcia występują dodatkowe źródła ciepła wewnątrz materiału polimerowego, powodując dodatkowy przyrost temperatury w pewnej odległości od miejsca styku współpracujących materiałów.

Termogramy przedstawiające proces stygnięcia próbki polimerowej i tarczy stalowej po jej zatrzymaniu dowodzą również pośrednio występowania dodatkowych, we-

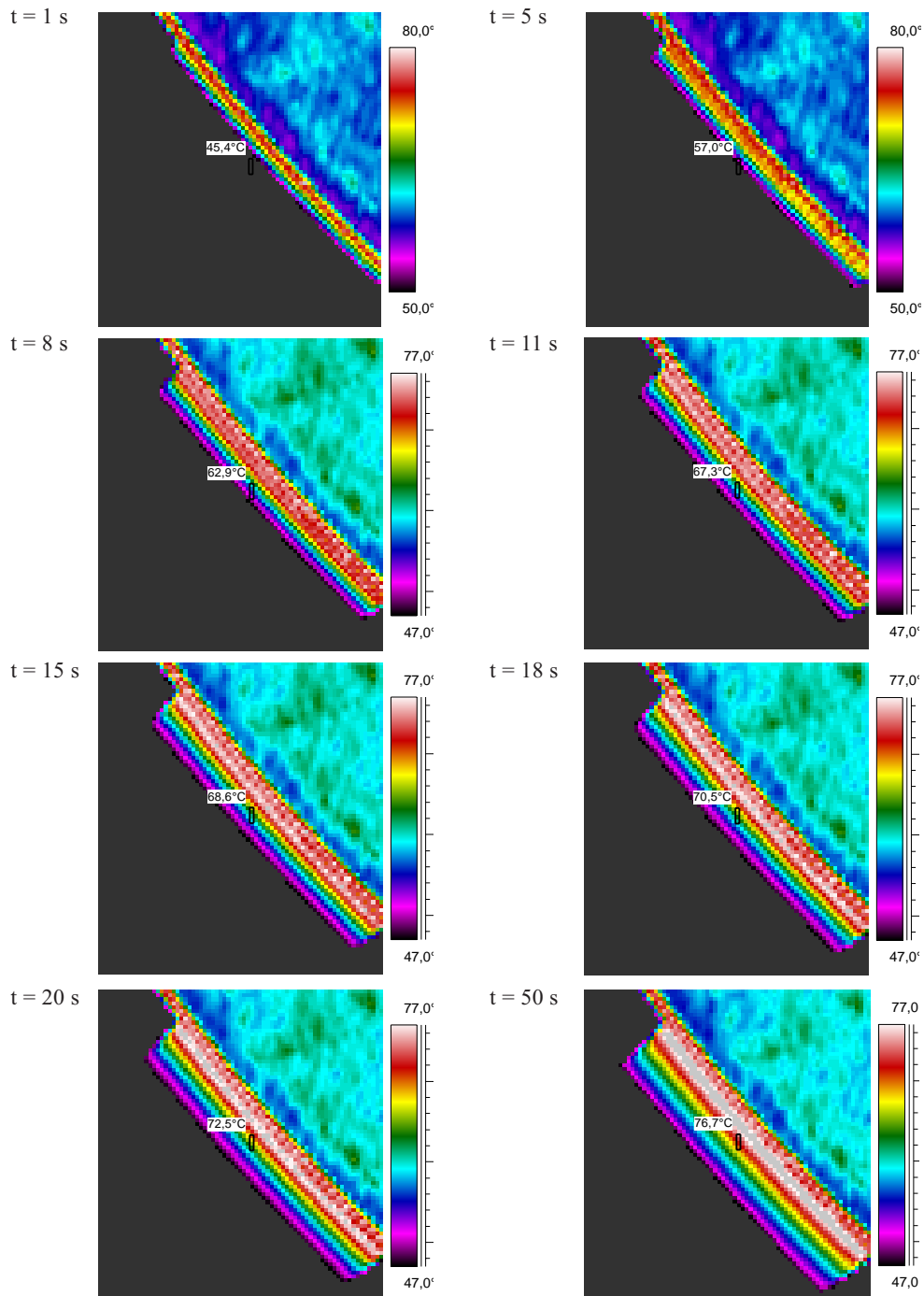


Rys. 6.4. Wykres zmiany temperatury na powierzchni bocznej polimerowej próbki podczas rozgrzewania od gorącego (nieruchomego) przeciwelementu stalowego bez udziału tarcia

Fig. 6.4. The temperature shift at the surface of a specimen during heating up from a hot steel counterface without friction heating

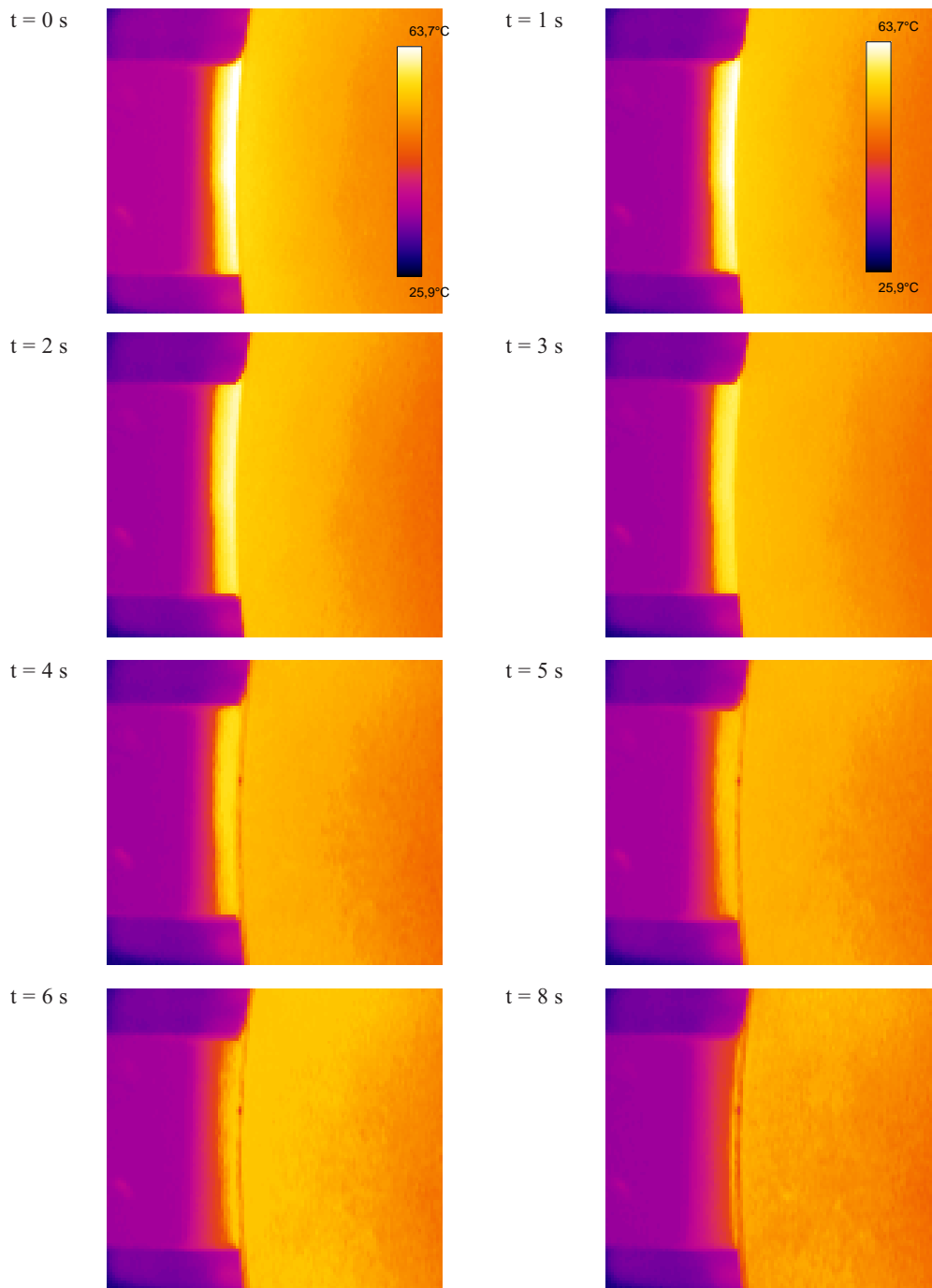
wewnętrznych źródeł ciepła. Serię pomiarów termograficznych z tych obserwacji przedstawiono na rysunku 6.6. Pierwszy termogram (rys. 6.6a) prezentuje rozkład temperatury jeszcze podczas procesu tarcia, następne termogramy natomiast po zatrzymaniu stalowego przeciwelementu w kolejnych odstępach czasu. Wynika z nich jednoznacznie, że po upływie około trzech sekund od momentu zatrzymania nastąpił zanik obszaru maksymalnej temperatury, który był oddalony od powierzchni styku. Po upływie tego czasu nastąpiło wyrównanie temperatury w objętości materiału polimerowego. W kolejnych sekundach zachodziło powolne stygnięcie układu próbka–przeciwelement, a zmiana przebiegu izoterm wynikała z szybkości stygnięcia obu materiałów. Wolniejsze stygnięcie obserwowano w wypadku stalowej tarczy, która miała dużą pojemność cieplną.

Na podstawie przedstawionych wyników badań dotyczących procesu rozgrzewania oraz stygnięcia układu próbka polimerowa–tarcza stalowa (przeciwelement) można wnioskować, że nie występowało zjawisko kumulowania ciepła wewnątrz materiału polimerowego. Zjawisko odsunięcia obszaru maksymalnej temperatury od powierzchni ślizgowej obserwowano jedynie podczas procesu tarcia kompozytów polimerowych po stali. Jednocześnie obserwacje potwierdziły, że odsunięcie obszaru maksymalnej temperatury od powierzchni ślizgowej w głąb kompozytu PTFE nie wynikało z błędów pomiarowych związanych z rozdzielczością analizowanego obrazu uzyskanego za pomocą kamery termowizyjnej.



Rys. 6.5. Rozkład temperatury na powierzchni bocznej próbki Tarflenu TSt-40 podczas jej rozgrzewania od gorącej tarczy stalowej rejestrowanej w czasie pierwszych 50 s

Fig. 6.5. The temperature distribution at the surface of a specimen made of composite Tarflenu TSt-40 during heating up from a hot steel counterface vs. time (during first 50 seconds)



Rys. 6.6. Rozkład temperatury na powierzchni bocznej próbki Tarflenu TK25 po zatrzymaniu tarczy i samoistnym ochładzaniu w czasie pierwszych 8 s

Fig. 6.6. The temperature distribution at the surface of a specimen made of composite Tarflen TK25 during first 8 seconds after counterface stopped

6.1.5. Chropowatość elementu stalowego a temperatura tarcia na powierzchni współpracującego kompozytu PTFE

O ilości ciepła rozpraszanego podczas tarcia dwóch materiałów decyduje między innymi chropowatość ich powierzchni. Potwierdziły to badania ciepła tarcia, których wyniki przedstawiono w poprzednim rozdziale. Chropowatość powierzchni wpływa zatem na temperaturę, do której rozgrzeją się współpracujące ze sobą ślizgowo materiały [30]. Aby stwierdzić, jaki jest wpływ chropowatości powierzchni elementu stalowego na obserwowaną temperaturę tarcia, przeprowadzono pomiary, podczas których próbki wykonane z kompozytów PTFE współpracowały z przeciwelementami stalowymi o różnej chropowatości powierzchni ślizgowej opisanej parametrem R_{3z} dla dwóch wariantów sposobu obciążenia próbki:

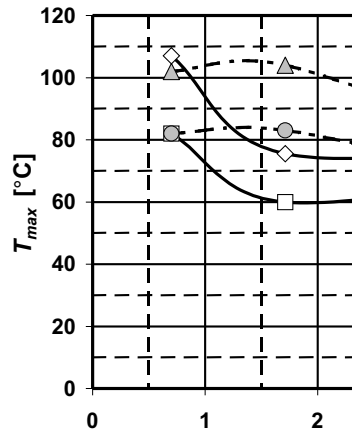
- określony nacisk jednostkowy $p = 2$ MPa,
- stała wartość siły tarcia ($F_t = 11,3$ N) i zmienna siła nacisku F_N .

Prędkość ślizgania podczas pomiarów była stała – $v = 3$ m/s, tak aby warunki wymiany ciepła z otoczeniem były porównywalne. Nie były one jednak do końca takie same ze względu na różną temperaturę, do której nagrzewały się próbka i przeciwelement podczas współpracy z różnymi tarczami. Wyniki przedstawiono w tabeli 6.1 oraz na wykresach (rys. 6.7, 6.8). Wynika z nich jednoznacznie, że chropowatość przeciwelementu stalowego ma wyraźny wpływ na wartość współczynnika tarcia oraz na ilość wydzielanego ciepła tarcia i co się z tym wiąże na wartość temperatury, do której rozgrzewały się współpracujące elementy. Przemawiają za tym zwłaszcza pomiary pro-

Tabela 6.1. Wpływ chropowatości powierzchni przeciwelementu stalowego na maksymalną temperaturę T_{\max} powierzchni bocznej próbki oraz na wartość współczynnika tarcia μ dla kompozytów PTFE dla dwóch wariantów warunków tarcia technicznie suchego: a) nacisk jednostkowy $p = 2$ MPa (zmienna siła tarcia F_t), prędkość ślizgania $v = 3$ m/s, b) siła tarcia $F_t = \text{const} = 11,3$ N (zmienna siła nacisku F_N), prędkość ślizgania $v = 3$ m/s

Table 6.1. The effect of surface roughness (parameter R_{3z}) of steel counterface on the maximal temperature T_{\max} of specimen surface and on the coefficient of friction μ for PTFE composites sliding against steel under dry friction conditions (two variants of loading): a) contact pressure $p = 2$ MPa (variation of friction force F_t), sliding velocity $v = 3$ m/s, b) friction force $F_t = \text{const} = 11.3$ N (variation of loading F_N), sliding velocity $v = 3$ m/s

Parametr chropowatości	Tarflen TK25				Tarflen TSt-40			
	a)		b)		a)		b)	
	$p = 2$ MPa		$F_t = 11,3$ N		$p = 2$ MPa		$F_t = 11,3$ N	
R_{3z}	T_{\max} [°C]	μ	T_{\max} [°C]	μ	T_{\max} [°C]	μ	T_{\max} [°C]	μ
0,7	107	0,386	82	0,504	102	0,498	82	0,505
1,7	75,5	0,251	60	0,251	104	0,420	83	0,500
4,5	78	0,269	70	0,220	71	0,245	63	0,395
6,0	71	0,209	67	0,201	71	0,225	64	0,216
6,5	75	0,218	70	0,220	60	0,200	58	0,197

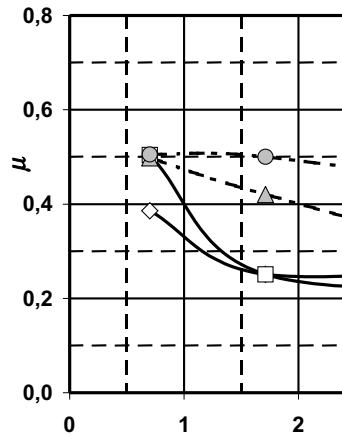


Rys. 6.7. Wykres zależności temperatury maksymalnej T_{max} powierzchni bocznej próbki z kompozytu PTFE od chropowatości powierzchni przeciwielementu stalowego R_{3z} w warunkach tarcia technicznie suchego dla dwóch wariantów obciążenia próbki ($v = 3$ m/s)

Fig. 6.7. The effect of surface roughness (parameter R_{3z}) of steel counterface on the maximal temperature T_{max} of specimen surface (PTFE composite) under dry friction conditions (two variants of loading, sliding velocity $v = 3$ m/s)

wadzone dla ustalonej siły tarcia. W tym wypadku moc tarcia podczas każdego pomiaru była w przybliżeniu jednakowa.

Na podstawie uzyskanych wyników można stwierdzić, że im powierzchnia elementu stalowego ma mniejszą, w badanym zakresie, chropowatość, tym więcej ciepła tarcia wydzieliła się podczas współpracy z polimerowymi kompozytami PTFE. Świadczy o tym wyższa temperatura rejestrowana na powierzchni bocznej polimerowych próbek. Należy przy tym dodać, że w przeciwieństwie do pomiarów ciepła tarcia, które odbywały się w obecności oleju, wykonanie pomiarów dla chropowatości powierzchni stali mniejszych niż $R_{3z} = 0,7 \mu\text{m}$ było praktycznie niemożliwe. Twarde cząstki wypełniaczy (zarówno stali, jak i koks) powodowały zarysowanie powierzchni elementu stalowego w obszarze ścieżki tarcia, mimo że element ten miał stosunkowo dużą twardość (48 HRC). Już po krótkim okresie współpracy z kompozytami PTFE uzyskana chropowatość eksploatacyjna powierzchni stali wynosiła $R_{3z} \approx 0,7 \mu\text{m}$, mimo że początkowa chropowatość stalowego elementu była znacznie mniejsza. Oddziaływania adhezyjne między kompozytem PTFE a stalą dla takiej chropowatości powierzchni stali nie będą tak duże, jak podczas badań ciepła tarcia, gdy chropowatość powierzchni stali opisana parametrem R_{3z} była mniejsza niż $0,4 \mu\text{m}$. Z tej, między innymi, przyczyny występują różnice w obserwowanym wpływie chropowatości powierzchni stali na ilość ciepła tarcia oraz temperaturę, do której rozgrzewają się współpracujące elementy. W wypadku większych chropowatości powierzchni elementów stalowych nie stwierdzono istotnych zmian wartości parametru R_{3z} po nawet dłuższym okresie współpracy z badanymi kompozytami PTFE.



Rys. 6.8. Wykres współczynnika tarcia μ w zależności od parametru chropowatości R_{3z} dla kompozytów PTFE współpracujących z przeciwelementem stalowym w warunkach tarcia technicznie suchego dla dwóch wariantów obciążenia próbki ($v = 3$ m/s)

Fig. 6.8. The effect of surface roughness (parameter R_{3z}) of steel counterface on the coefficient of friction μ for PTFE composites sliding against steel under dry friction conditions (two variants of loading, sliding velocity $v = 3$ m/s)

Na podstawie wykresów przedstawiających zależność wartości współczynnika tarcia (rys. 6.7) oraz temperatury (rys.6.8) od chropowatości powierzchni stali można stwierdzić, że widoczna jest wyraźna wzajemna zależność współczynnika tarcia i temperatury podczas współpracy badanych kompozytów PTFE ze stalą w warunkach tarcia technicznie suchego. Zjawisko to, znane z literatury przedmiotu, zostało już wcześniej potwierdzone podczas badań tribologicznych kompozytów PTFE współpracujących ze stalą (rozdz. 4.2.3).

Z analizy zarejestrowanych przebiegów wartości współczynnika tarcia w zależności od chropowatości powierzchni elementu stalowego można wnioskować, że w wypadku Tarflenu TK25 występuje pewna graniczna wartość parametru R_{3z} , poniżej której następuje wyraźne zwiększenie wartości współczynnika tarcia i co się z tym wiąże, również zwiększenie intensywności wydzielania ciepła prowadząca do podwyższenia temperatury tarcia. Wartość graniczna tego parametru, w warunkach przeprowadzonych badań, wynosiła $1,7 \mu\text{m}$.

Chropowatość powierzchni elementu stalowego nie wpływała jednak tak wyraźnie na proces tarcia Tarflenu TSt-40. Przede wszystkim nie jest widoczna wyraźna wartość graniczna parametru R_{3z} opisującego chropowatość przeciwelementu tak jak dla Tarflenu TK25. Jednak wraz ze zmniejszaniem się chropowatości przeciwelementu zwiększa się wartość współczynnika tarcia. Dla ustalonej wartości siły nacisku i prędkości ślizgania prowadzi to do zwiększenia wartości energii tarcia i związanej z tym intensywności wydzielania się ciepła tarcia, w wyniku czego rośnie również temperatura rejestrowana na powierzchni pary ślizgowej.

Różnicę w przebiegu opisywanej charakterystyki współczynnika tarcia i temperatury dla obu badanych kompozytów można tłumaczyć różnymi oddziaływaniami obu wypełniaczy (koks i stali) w badanych kompozytach na współpracujący przeciwelement stalowy. W wypadku kompozytu zawierającego proszek stali zmniejszenie chropowatości stalowej tarczy prowadzi do zwiększania rzeczywistej powierzchni styku między próbką i przeciwelementem. W rezultacie większa ilość stalowych ziaren wypełniacza wchodzi w kontakt z bardziej płaskimi mikrowzniesieniami powierzchni stalowego przeciwelementu, a zachodzące między nimi oddziaływania adhezyjne występują na coraz większej powierzchni. Prowadzi to do stopniowego zwiększenia siły tarcia, a dla stałej wartości siły nacisku do obserwowanego zwiększenia wartości współczynnika tarcia.

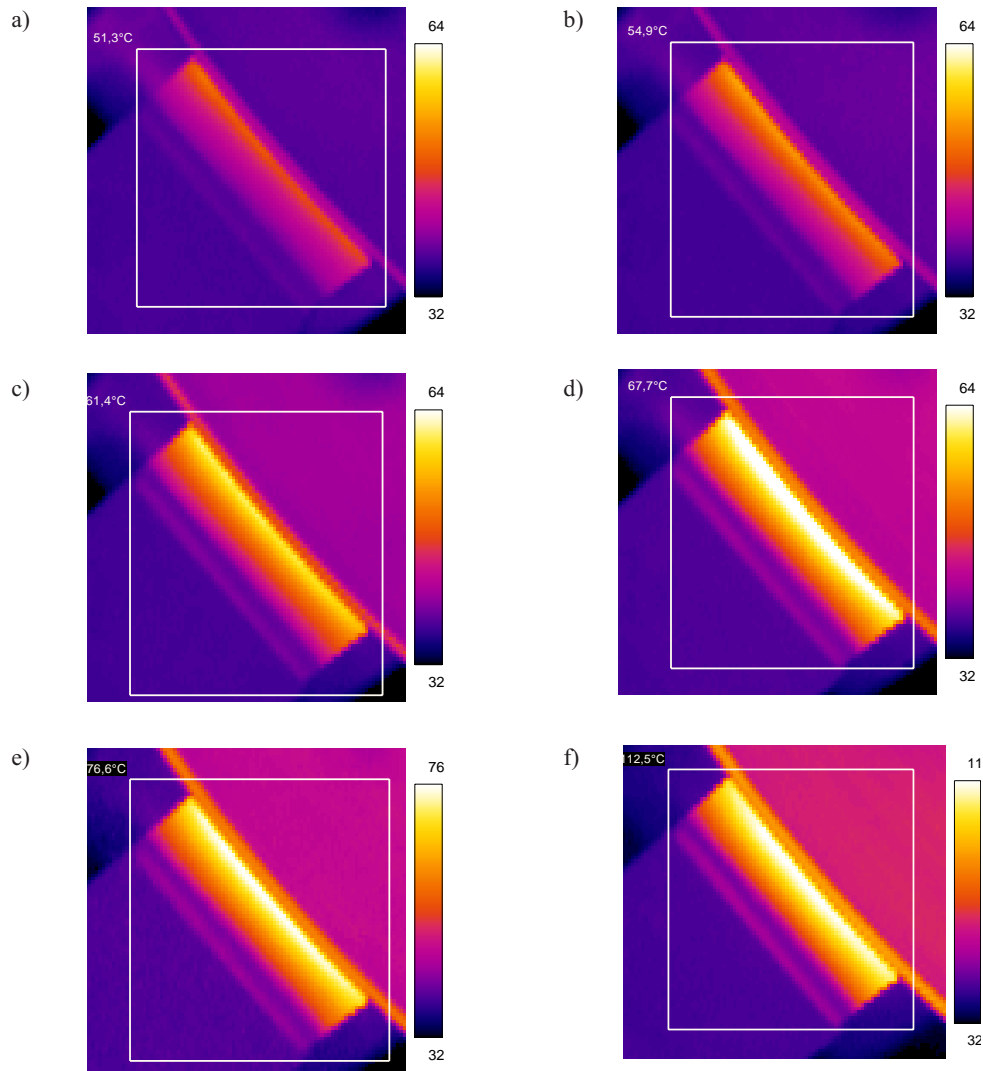
W kompozytach zawierających jako wypełniacz proszek koks oddziaływania adhezyjne między ziarnami koks i przeciwelementem stalowym są mniejsze. Obserwowane zwiększenie siły tarcia (współczynnika tarcia) dla mniejszej chropowatości stali, wynika ze zwiększonego udziału adhezji między przeciwelementem stalowym a osnową polimerową kompozytu.

6.1.6. Nacisk jednostkowy a rozkład temperatury podczas współpracy kompozytu PTFE ze stalą

W ostatnim etapie badań przeprowadzono pomiary, których celem było określenie wpływu nacisku jednostkowego między próbką i przeciwelementem na rozkład temperatury na powierzchni próbki z kompozytu PTFE. Serię termogramów otrzymanych podczas badań dla różnych nacisków, ale dla stałej prędkości ślizgania $v = 3$ m/s, gwarantującej podobne dla każdego pomiaru warunki wymiany ciepła z otoczeniem, przedstawiono na rysunku 6.9.

Z analizy rozkładu temperatury na powierzchni bocznej próbki wynika, że w przypadku małych nacisków izotermy przebiegają w przybliżeniu równolegle do powierzchni styku próbki z przeciwelementem. W miarę zwiększenia nacisku coraz bardziej uwidacznia się odsunięty od powierzchni styku obszar podwyższonej temperatury. Oznacza to, że zwiększenie nacisku powoduje zwiększanie ilości ciepła generowanego wewnątrz materiału polimerowego (wewnętrzne źródła tarcia). Stanowi to kolejne potwierdzenie przypuszczenia, że podczas tarcia powstają wewnętrzne źródła ciepła, które są związane z obszarem zmiennych odkształceń pod powierzchnią styku. Wielkość tych odkształceń zależy bowiem między innymi od wartości średniego nacisku jednostkowego w miejscu styku próbki i przeciwelementu.

Wraz ze zwiększeniem nacisku próbki rośnie siła tarcia (rys. 6.10), co dla ustalonej prędkości ślizgania powoduje zwiększenie mocy tarcia i co się z tym wiąże zwiększenie strumienia ciepła tarcia. W rezultacie powierzchnia próbki rozgrzewa się do wyższej temperatury. Zależność siły tarcia od nacisku jednostkowego nie jest liniowa, ponieważ – jak wykazały wcześniejsze badania (rozdz. 4.3) – wartość współczynnika tarcia materiałów polimerowych po stali jest zależna w dużym stopniu od nacisku jednostkowego.



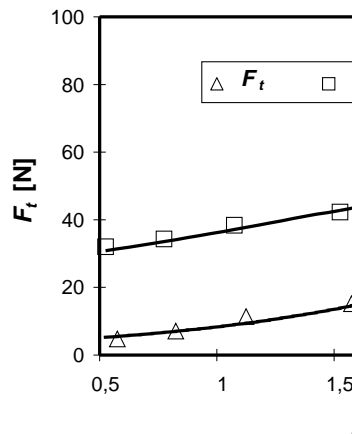
Rys. 6.9. Wpływ nacisku jednostkowego na rozkład temperatury na powierzchni bocznej próbki z Tarflenu TK25 współpracującej ze stalą ($R_{3z} = 1,7 \mu\text{m}$, 41 HRC) przy ustalonej prędkości ślizgania $v = 3 \text{ m/s}$ i różnych naciskach jednostkowych: a) $p = 0,5 \text{ MPa}$, b) $p = 0,8 \text{ MPa}$, c) $p = 1,1 \text{ MPa}$, d) $p = 1,5 \text{ MPa}$, e) $p = 2,0 \text{ MPa}$, f) $p = 2,8 \text{ MPa}$

Fig. 6.9. The effect of contact pressure on temperature distribution on the surface of polymer specimen (Tarflen TK25) sliding against steel ($R_{3z} = 1.7 \mu\text{m}$, 41 HRC), at constant sliding velocity $v = 3 \text{ m/s}$ and at different contact pressure: a) $p = 0,5 \text{ MPa}$, b) $p = 0,8 \text{ MPa}$, c) $p = 1,1 \text{ MPa}$, d) $p = 1,5 \text{ MPa}$, e) $p = 2,0 \text{ MPa}$, f) $p = 2,8 \text{ MPa}$

wego. Można również zauważyć, że w rozważanym wypadku występuje duża korelacja między temperaturą tarcia a siłą tarcia (rys. 6.10).

6.2. Uwagi i wnioski

Metoda pomiaru rozkładu temperatury na powierzchni bocznej wąskiej próbki polimerowej za pomocą kamery termowizyjnej dostarczyła wiele interesujących spostrzeżeń dotyczących procesu tarcia materiału polimerowego po stali oraz towarzyszącego procesu wydzielania się ciepła tarcia. Podczas tarcia materiałów polimerowych dyssypacja energii w postaci ciepła zachodzi nie tylko na powierzchni tarcia, ale również wewnątrz materiału polimerowego. Istotna jest rola chropowatości powierzchni ślizgowej elementu stalowego w procesie wydzielania się ciepła tarcia. Im parametr chropowatości R_{3z} ma mniejszą wartość (powierzchnia gładka), tym temperatura powierzchni bocznej próbki kompozytu PTFE była wyższa. Wynika stąd, że w przypadku gładziej powierzchni stali (w badanym zakresie chropowatości) ilość wydzielanego ciepła podczas tarcia suchego jest większa. Większe chropowatości powierzchni elementu stalowego natomiast powodują zwiększone zużycie materiału polimerowego i co się z tym wiąże mniej energii tarcia, w ogólnym bilansie, jest rozpraszana w postaci ciepła. Uzasadnienia zaobserwowanych przebiegów zależności temperatury od chropowatości powierzchni przeciwelementu stalowego można doszukiwać się w tym, że całkowita energia tarcia oprócz składowej zamienianej na ciepło tarcia ma również składową związaną z energią dyssypacji mechanicznej, na którą składa się między innymi energia związana ze zużywaniem pary ślizgowej, rozgrzewaniem produktów zużycia usuwanych z obszaru tarcia oraz z przebudową struktury w obszarze warstwy wierzchniej. Ta ostatnia



Rys. 6.10. Wpływ nacisku jednostkowego p na powierzchni tarcia na średnią wartość siły tarcia F_t i maksymalną temperaturę T_{max} na powierzchni bocznej próbki z Tarflenu TK25 współpracującej ze stalą ($R_{3z} = 1,7 \mu\text{m}$, 41 HRC) przy ustalonej prędkości ślizgania $v = 3 \text{ m/s}$ w warunkach równowagi cieplnej

Fig. 6.10. The effect of contact pressure p on the average friction force F_t and the maximal temperature T_{max} of specimen surface (TarflenTK25) while specimen slides against steel ($R_{3z} = 1.7 \mu\text{m}$, 41 HRC) at constant velocity $v = 3 \text{ m/s}$, under thermal steady state

składowa w wypadku materiałów polimerowych o właściwościach lepkosprężystych może mieć również znaczenie w całkowitej energii tarcia. Zagadnienie to będzie rozpatrywane podczas badań mikroskopowych powierzchni ślizgowej polimerów biorących udział w procesie tarcia, które zostaną przedstawione w dalszej części niniejszego opracowania.

Na koniec zwrócono uwagę na odmienny wpływ zmiany chropowatości powierzchni stali na temperaturę, do której rozgrzewają się współpracujące z nią elementy z kompozytów PTFE w porównaniu do sytuacji, gdy współpracują z nią materiały metalowe [30]. W wypadku kompozytów PTFE zmniejszenie chropowatości powierzchni przeciwelementu stalowego prowadzi do zwiększenia temperatury, do której rozgrzewają się współpracujące elementy. Podczas współpracy natomiast dwóch elementów metalowych wraz ze zmniejszeniem chropowatości temperatura ta maleje (rys. 2.7). Elementy metalowe (zarówno próbka jak i przeciwelement) po stosunkowo krótkim okresie docierania uzyskują na powierzchni tarcia chropowatość eksploatacyjną, która zależy od warunków tarcia i może się znacznie różnić od chropowatości początkowej. W wypadku współpracy materiału polimerowego ze stalą zmienia się przede wszystkim chropowatość powierzchni ślizgowej materiału polimerowego, chropowatość powierzchni stali natomiast zmienia się tylko nieznacznie (rys. 2.4a) w stosunku do chropowatości początkowej. Oznacza to, że początkowa niewielka chropowatość powierzchni przeciwelementu stalowego może zostać znacznie zmieniona podczas współpracy z elementem metalowym, nie ulegnie istotnej zmianie natomiast podczas współpracy z elementem polimerowym. Wynika stąd, że proces zużywania tribologicznego materiału polimerowego w większym stopniu zależy od początkowej chropowatości współpracującego elementu stalowego niż w wypadku, gdy współpracują ze sobą materiały metalowe.

7. Tarcie wewnętrzne w kompozytach PTFE

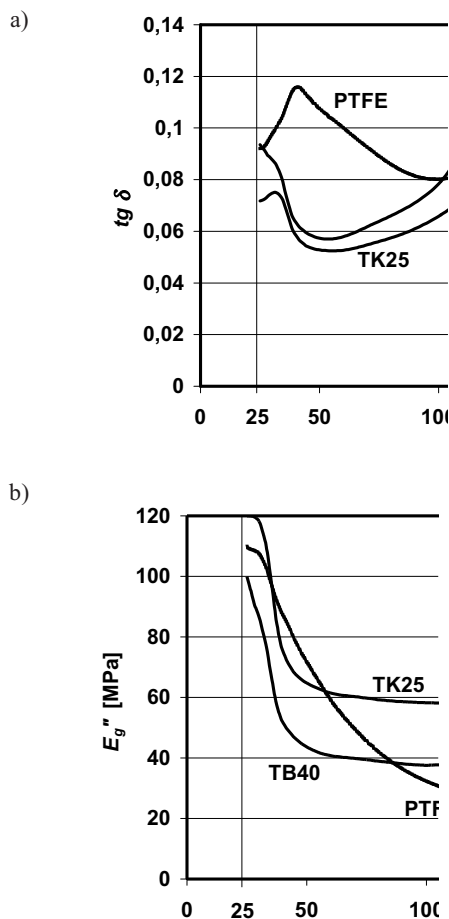
PTFE i jego kompozyty, jak większość polimerów wielkocząsteczkowych, mają właściwości lepkosprężyste. Oznacza to, że polimer ten można traktować w pewnych warunkach jako bardzo gęstą ciecz nieniutonowską, którą cechuje między innymi lepkość (tarcie wewnętrzne). Wynika ono z podstawowych procesów molekularnych zachodzących podczas deformacji polimeru, którymi są poślizgi łańcuchów oraz procesy wewnątrzcząsteczkowe (zmiany konformacji łańcucha) [14], [125]. Podczas odkształcania polimeru występuje ruch molekuł łańcuchowych, lub ich części, związany z przeskokiem przez bariery energii potencjalnej, powodujący rozpraszanie energii. Oznacza to, że część całkowitej energii odkształcenia materiału lepkosprężystego jest rozpraszana w wyniku tłumienia wewnętrznego (tarcia wewnętrznego).

Jak dowiodły badania prowadzone dla materiałów elastomerowych (gumy) [14], [67], a także metali [37] i ceramiki [18], podczas cyklicznego odkształcania następuje ich rozgrzewanie. Ilość rozpraszanej energii w postaci ciepła jest związana przede wszystkim z tarciem wewnętrznym, jakie zachodzi wewnątrz tych materiałów.

Podczas procesu tarcia następuje cykliczne odkształcanie współpracujących materiałów, które wynika z odchyłek kształtu ich powierzchni styku oraz tolerancji ich wykonania (falistość, chropowatość, bicie obracającego się elementu), a także oscylacyjnego charakteru samej siły tarcia. W wypadku współpracy polimerów termoplastycznych z metalowym przeciwelementem odkształcaniu ulegać będzie przede wszystkim materiał polimerowy ze względu na znacznie mniejszą, w porównaniu z metalami, wartość modułu sprężystości.

7.1. Badania wpływu temperatury na tarcie wewnętrzne w PTFE i jego kompozytach

Celem badań było określenie zdolności do rozpraszania energii w wyniku tarcia wewnętrznego przez PTFE oraz przez wybrane kompozyty: Tarflen TK25, Tarflen TB40 (PTFE +15% obj. brązu B10). Do oceny tej właściwości wybrano pomiar wartości współczynnika strat mechanicznych $\text{tg } \delta$ oraz moduł stratności podczas zginania E_g'' . Badania prowadzono na stanowisku do dynamicznej analizy mechanicznej DMA 2980 firmy TA Instruments (Japonia) w temperaturze otoczenia zmieniającej się od 25 °C do 250 °C. Podczas badań polimerowa próbka podlegała cyklicznemu dwustronnemu zginaniu z częstotliwością 50 Hz. Uzyskane wyniki przedstawiono na rysunku 7.1.



Rys. 7.1. Wpływ temperatury na wartość współczynnika strat mechanicznych $tg \delta$ (a) oraz modułu stratności E_g'' (b) dla PTFE i jego kompozytów

Fig. 7.1. The effect of temperature on the loss tangent $tg \delta$ (Fig. a) and loss modulus E_g'' (Fig. b) for PTFE and its composites

Wynika z nich, że w zakresie temperatury od 25 °C do 150 °C tarcie wewnętrzne w kompozytach PTFE jest stosunkowo duże. Świadczą o tym wartości współczynnika strat mechanicznych $tg \delta$ wynoszące 0,08–0,12 dla PTFE i 0,05–0,1 dla jego kompozytów. Odbywa się to w przedziale temperatur, w którym najczęściej pracują węzły ślizgowe.

Moduł stratności E_g'' , który określa rozpraszanie energii w materiale podczas cyklicznego zginania, w wypadku badanych kompozytów PTFE jest stały w przedziale temperatury 40–120 °C. Wynosi on odpowiednio dla kompozytu zawierającego koks $E_g'' = 60$ MPa, a dla kompozytu zawierającego brąz $E_g'' = 40$ MPa. W temperaturze 25–40 °C

obserwuje się wyraźne zmniejszenie wartości tego modułu dla wszystkich badanych materiałów na osnowie PTFE. Jest on związany z przebudową struktury fizycznej tego polimeru, która zachodzi w temperaturze ok. 31 °C [55]. Moduł stratności dla PTFE niemodyfikowanego ulega również znacznemu zmniejszeniu wraz ze wzrostem temperatury od $E_g'' = 110$ MPa w temperaturze 25 °C do $E_g'' = 10$ MPa w temperaturze 170 °C.

W temperaturze powyżej 170 °C wartość modułu stratności dla wszystkich badanych materiałów nieznacznie się zmniejsza wraz ze wzrostem temperatury.

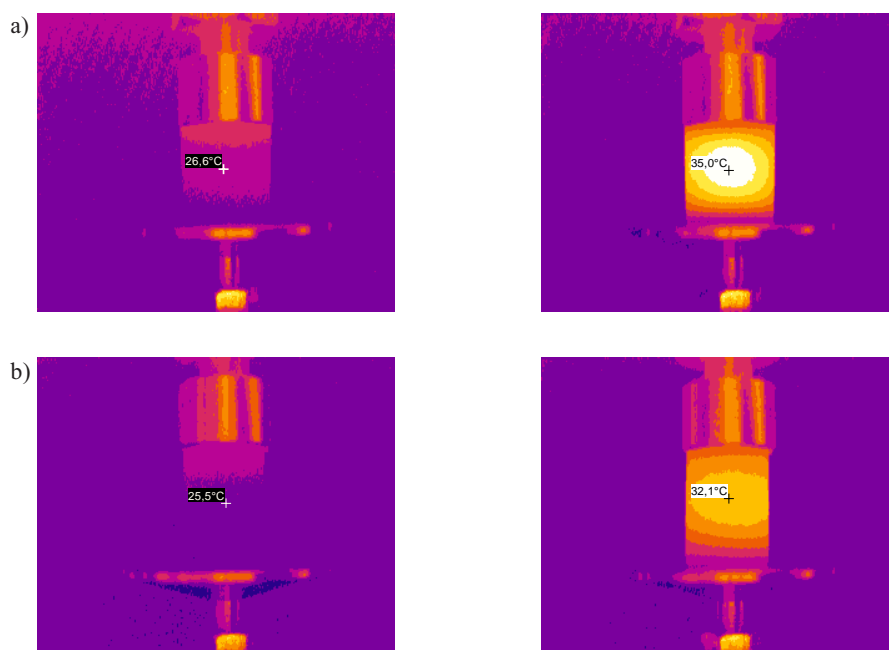
Przedstawione badania są prowadzone zwykle w celu określenia temperatury przemian relaksacyjnych zachodzących w strukturze fizycznej polimerów [55], [66], [110]. Otrzymane wyniki, w ramach prowadzonych badań, potwierdziły występowanie takich przemian w osnowie kompozytów PTFE, które zachodzą w temperaturze ok. 31 °C (relaksacja – β) oraz w temperaturze ok. 130 °C (relaksacja – α). Relaksacja – β związana jest ze zmianami w budowie fizycznej cząsteczki PTFE, natomiast relaksacja – α z przemianą struktury krystalicznej w amorficzną [55].

7.2. Wpływ tarcia wewnętrznego na przyrost temperatury związanej z generowaniem ciepła w objętości kompozytu PTFE

7.2.1. Badania rozkładu temperatury metodą termowizyjną

Aby stwierdzić rolę tarcia wewnętrznego w procesie generowania ciepła w objętości materiałów polimerowych, prowadzono badania rozkładu temperatury na powierzchni zewnętrznej próbek wykonanych z kompozytów PTFE: Tarflen TK25 oraz Tarflen TSt-40, poddanych cyklicznemu ściskaniu na stanowisku MTS 858 Mini Bionix. Materiały te były wcześniej wykorzystane podczas badań ciepła tarcia (rozd. 5.3). Przyjęto podobny charakter obciążenia do tego, który występuje podczas pracy polimerowych łożysk bądź uszczelnień. Próbki, w postaci płytek o wymiarach: wysokość 30 mm, szerokość 20 mm i grubość 4 mm, zostały wstępnie obciążane siłą ściskającą, tak aby naprężenia w próbce miały charakter jednostronnie zmienny. Częstotliwość ściskania wynosiła 10–15 s⁻¹, natomiast amplituda odkształcenia 0,5–1%. Przyjęte wartości amplitudy i częstotliwości odkształceń wynikają z przeciętnych wartości, jakie mogą występować podczas pracy łożyska ślizgowego lub uszczelnienia, w obszarze styku z wałem. Należy nadmienić, jak podaje literatura [108], że odkształcenia materiału w uszczelnieniu wykonanym z kompozytu PTFE mogą sięgać nawet kilku procent.

Obserwacje temperatury prowadzono za pomocą kamery termowizyjnej stosowanej podczas badań rozkładu temperatury w procesie tarcia kompozytów PTFE (rozd. 6.1). Porównanie pola temperatury na powierzchniach próbek wykonanych z badanych kompozytów poddanych takiemu samemu cyklowi obciążenia przedstawiono na rys. 7.2. Wyniki pomiarów temperatury w funkcji czasu dla kompozytu Tarflen TK25 przedstawiono na rysunku 7.3.

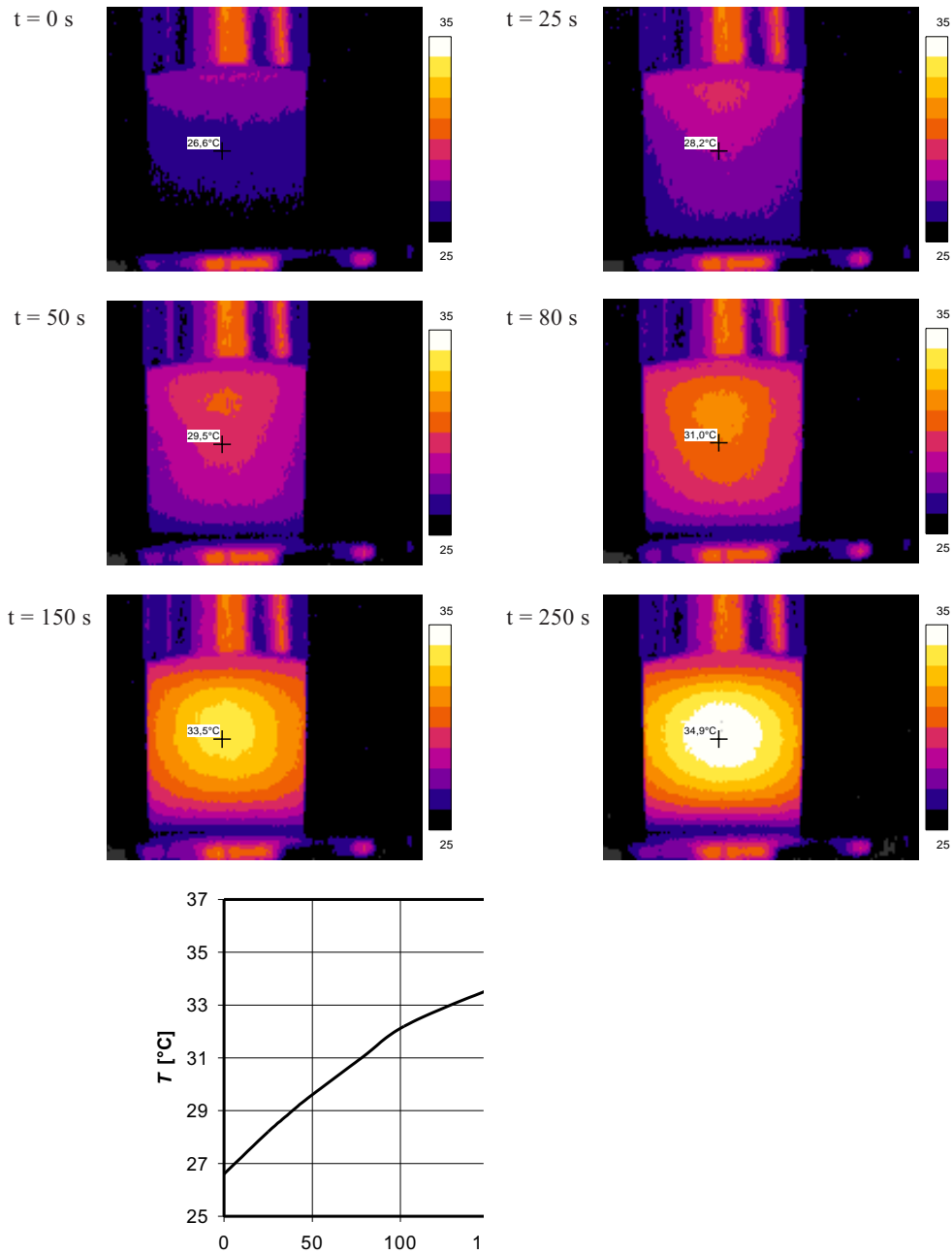


Rys. 7.2. Rozkład temperatury na powierzchni próbek z kompozytów PTFE w stanie spoczynku oraz podczas ich cyklicznego ściskania (amplituda odkształceń 1%, częstotliwość odkształcenia 15 s^{-1}): a) Tarflen TK 25, b) Tarflen TSt-40

Fig. 7.2. The surface temperature of polymer specimens in steady state or during cyclic compression (amplitude of strain 1%, strain frequency 15 s^{-1}) for PTFE composites: a) Tarflen TK25, b) Tarflen TSt-40

Wyraźny wzrost temperatury, obserwowany na powierzchni próbek, podczas ich cyklicznego ściskania świadczy o znacznej dyssypacji energii w postaci ciepła, wynikającej z tarcia wewnętrznego. Zarejestrowany przyrost temperatury w wybranym punkcie na powierzchni środkowej części próbki wyniósł dla Tarflenu TK25 $\Delta T = 8,3 \text{ }^\circ\text{C}$, natomiast dla Tarflenu TSt-40 $\Delta T = 6,3 \text{ }^\circ\text{C}$. Obserwacje potwierdzają hipotezę o występowaniu wewnętrznych źródeł ciepła, które powodują dodatkowy przyrost temperatury wewnątrz badanych kompozytów PTFE podczas procesu tarcia.

Na rysunku 7.3 przedstawiono rozgrzewanie polimerowej próbki podczas jednostronnie zmiennego ściskania po upływie określonego czasu od początku badania. Z zamieszczonego wykresu wynika, że po upływie czasu wynoszącego ok. 300 s temperatura na powierzchni próbki stabilizuje się i następuje równowaga wymiany ciepła generowanego w jej wnętrzu z otoczeniem.



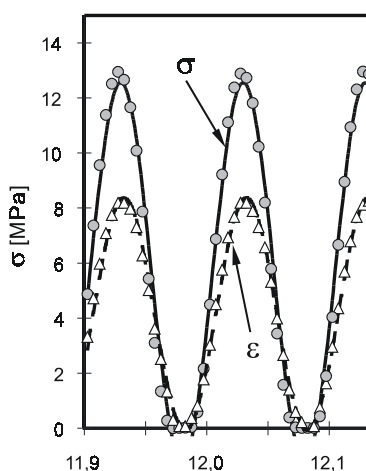
Rys. 7.3. Zmiana temperatury w wybranym punkcie próbki z Tarflenu TK25 w funkcji czasu t podczas cyklicznego jednostronnego ściskania (amplituda odkształceń 1%, częstotliwość odkształcenia 15 s^{-1})
Fig. 7.3. Temperature in one selected point on the surface of specimen made of composite Tarflen TK25 vs. time at unilateral cyclic compressive load of specimen (strain amplitude 1%, strain frequency 15 s^{-1})

7.2.2. Wyznaczanie ilości energii rozpraszanej w wyniku tarcia wewnętrznego

Podczas obserwacji rozkładu temperatury na powierzchni polimerowych próbek przy ich cyklicznym ściskaniu rejestrowano również wartość siły ściskającej oraz odkształcenie próbki. Zostały one wykorzystane po uwzględnieniu wymiarów próbki do obliczenia naprężeń i odkształceń względnych w badanych materiałach. Przykładowy przebieg naprężeń i odkształceń dla kompozytu Tarflen TK25 w funkcji czasu, podczas jednostronnie zmiennego ściskania w temperaturze otoczenia $T_0 = 24\text{ °C}$, z amplitudą odkształceń $\varepsilon_0 = 0,6\%$ oraz częstotliwością odkształceń $\omega = 10\text{ s}^{-1}$ przedstawiono na rysunku 7.4. Pętla histerezy σ - ε uzyskana podczas badań Tarflenu TK25 w opisanych warunkach, przedstawiona na rysunku 7.5, świadczy o znacznej dyssypacji energii w tym materiale w wyniku tarcia wewnętrznego. Przeprowadzone pomiary umożliwiły także określenie wartości współczynnika strat mechanicznych $\text{tg } \delta$, modułu stratności E'' oraz maksymalnej temperatury T_{max} na powierzchni elementu polimerowego zarejestrowanej podczas badań. Wyznaczone wartości tych wielkości podczas jednostronnego ściskania z częstotliwością $\omega = 10\text{ s}^{-1}$ i amplitudzie odkształceń $\varepsilon_0 = 0,6\%$ dla badanych kompozytów wynoszą:

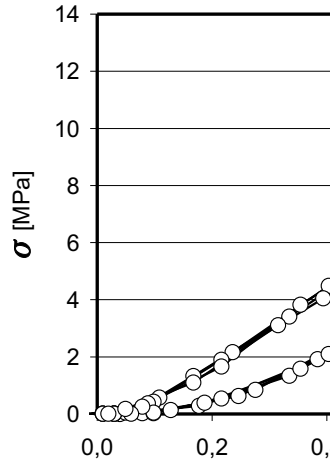
- Tarflen TK25 – $\text{tg } \delta = 0,161$, $E'' = 210\text{ MPa}$, $T_{\text{max}} = 35\text{ °C}$,
- Tarflen TSt-40 – $\text{tg } \delta = 0,170$, $E'' = 150\text{ MPa}$, $T_{\text{max}} = 33\text{ °C}$.

Podane wyniki badań mogą być wykorzystane do określenia ilości energii rozpraszanej w postaci ciepła tarcia wewnętrznego. Przyjmując założenie, że energia rozpraszana podczas odkształcania materiału lepkosprężystego w wyniku tarcia wewnętrznego



Rys. 7.4. Fragment przebiegu naprężeń σ i odkształceń ε w funkcji czasu zarejestrowany podczas badań kompozytu Tarflen TK25 przy jednostronnie zmiennym ściskaniu z częstotliwością $\omega = 10\text{ s}^{-1}$

Fig. 7.4. The plot of stress σ and strain ε versus time at unilateral cyclic compressive load (with frequency $\omega = 10\text{ s}^{-1}$) of specimen made of composite Tarflen TK25



Rys. 7.5. Pętla histerezy σ - ϵ dla Tarflenu TK25 otrzymana podczas jednostronnie zmiennego ściskania z częstotliwością odkształceń $\omega = 10 \text{ s}^{-1}$

Fig. 7.5. The hysteresis loop σ - ϵ for the cyclic strain of Tarflen TK25 with frequency $\omega = 10 \text{ s}^{-1}$

jest zamieniana całkowicie na ciepło, można określić moc tego źródła ciepła \dot{Q}_{wew}^* przypadającą na jednostkę objętości materiału z zależności [104]:

$$\dot{Q}_{\text{wew}}^* = \pi E''(\omega) \epsilon_0^2 \omega \quad (7.1)$$

gdzie: $E''(\omega)$ – moduł stratności odkształcanego materiału zależny od częstotliwości, ϵ_0 – amplituda odkształceń podczas cyklicznego obciążania materiału, ω – częstotliwość odkształceń.

Korzystając przykładowo z wyników badań uzyskanych dla Tarflenu TK25 podczas jednostronnie zmiennego ściskania ($\omega = 10 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon_0 \approx 0,6\%$), można określić strumień ciepła wydzielanego w wyniku tarcia wewnętrznego:

$$\dot{Q}_{\text{wew}}^* = \pi \cdot 210 \cdot 10^6 \cdot 0,006^2 \approx 240 \text{ kW/m}^3 \quad (7.2)$$

Po uwzględnieniu objętości próbki

$$V_{pr} = 4 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 35 \text{ mm} = 2800 \text{ mm}^3 = 2,8 \cdot 10^{-6} \text{ m}^3$$

można wyznaczyć całkowitą wartość strumienia ciepła, które jest generowane w wyniku tarcia wewnętrznego:

$$\dot{Q}_{\text{wew}} = \dot{Q}_{\text{wew}}^* V_{pr} \approx 0,7 \text{ W} \quad (7.3)$$

Jest to znacząca ilość ciepła tarcia wewnętrznego powodująca rozgrzewanie materiału polimerowego, biorąc pod uwagę małe wymiary próbki oraz że ciepło to jest generowane bezpośrednio w jej objętości. Poza tym wyznaczony strumień ciepła tarcia określa ilość ciepła generowanego tylko w wyniku odkształceń spowodowanych zmien-

nymi siłami ściskającymi. Podczas procesu tarcia dodatkowo cykliczną zmianę odkształceń w objętości materiału polimerowego powoduje zmienna siła tarcia. Ponadto znaczna część całkowitego strumienia ciepła tarcia jest odprowadzana z powierzchni tarcia przez stalowy przeciwelement. Nie bierze ona zatem udziału w rozgrzewaniu materiału polimerowego. Podsumowując podane rozważania, można stwierdzić, że ciepło tarcia wewnętrznego ma istotny udział w rozgrzewaniu polimeru.

Aby sprawdzić możliwość wykorzystania przedstawionych wyników badań tarcia wewnętrznego w kompozytach PTFE do określania rozkładu temperatury, przeprowadzono modelowanie tego rozkładu z zastosowaniem metody elementów skończonych (program COSMOS/M). Założono, że podczas zmiennego ściskania próbki ciepło jest generowane równomiernie w całej jej objętości. Przyjęto wartość strumienia ciepła przypadającą na jednostkę objętości przybliżoną do tej, którą wcześniej obliczono na podstawie wyników badań dla próbki wykonanej z Tarflenu TK25, tj. $\dot{Q}_{\text{wew}}^* = 240\,000 \text{ W/m}^3$. Ponadto przyjęto następujące dane związane z właściwościami cieplnymi tego materiału (na podstawie danych producenta):

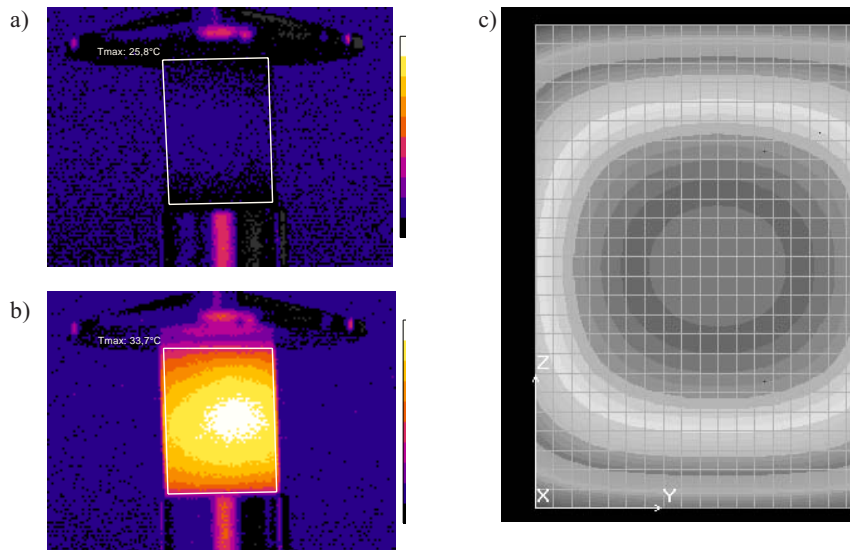
- współczynnik przewodności cieplnej $\lambda_p = 0,337 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$,
- ciepło właściwe $c_p = 850 \text{ J/(kg}\cdot\text{K)}$,
- gęstość $\rho = 2200 \text{ kg/m}^3$,
- rozszerzalność cieplna $\alpha_c = 9 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

Obliczony za pomocą programu komputerowego rozkład temperatury na powierzchni rozgrzanej w wyniku tarcia wewnętrznego próbki przedstawiono na rysunku 7.6c. Dla porównania zamieszczono również termogramy (rys. 7.6a, b) ukazujące rozkład temperatury na powierzchni rzeczywistej próbki, wykonanej z tego samego materiału podczas jej cyklicznego jednostronnie zmiennego ściskania w warunkach, dla których prowadzono wcześniej obliczenia strumienia ciepła tarcia wewnętrznego (wzór (7.2)). Obserwowane różnice w rozkładzie temperatury w obu wypadkach są niewielkie i wynikają one przede wszystkim z nierównomiernego, w porównaniu do założonego w obliczeniach, rzeczywistego rozkładu źródeł ciepła wewnątrz materiału polimerowego. Można jednak, z pewnym przybliżeniem, przyjąć, że wzór (7.2) w wystarczający sposób umożliwia oszacowanie strumienia ciepła tarcia wewnętrznego.

Gdy w obszarze niewielkich odkształceń lepkościowość materiałów polimerowych jest liniowa, wówczas oddziaływania poszczególnych parametrów powodujących odkształcenia w warstwie przypowierzchniowej polimeru można sumować, stosując zasadę superpozycji Boltzmanna. Prowadzi to do uzyskania następującej zależności opisującej moc ciepła wydzielanego wewnątrz materiału polimerowego w wyniku tarcia wewnętrznego:

$$\dot{Q}_{\text{wew}} = \sum_{i=1}^n \dot{Q}_{\text{wew}_i}(\omega_i) \quad (7.4)$$

gdzie: $\dot{Q}_{\text{wew}_i}(\omega_i)$ – składowe mocy ciepła wynikające z oddziaływań poszczególnych parametrów wywołujących odkształcenie materiału polimerowego, ω_i – częstotliwość zmian odkształceń dla poszczególnych składowych.



Rys. 7.6. Rozkład temperatury na powierzchni próbki z kompozytu Tarflen TK25 podczas cyklicznego ściskania z amplitudą $\varepsilon_0 = 1\%$ i częstotliwością ściskania $\omega = 10^{-1}$:
 a), b) termogramy przedstawiające rozkład temperatury przed i podczas zmiennego ściskania,
 c) rozkład temperatury uzyskany za pomocą programu COSMOS/M

Fig. 7.6. The temperature distribution on the surface of specimen made of composite Tarflen TK25 at unilateral cyclic compressive load of specimen (strain amplitude 1%, strain frequency 10^{-1} s $^{-1}$)
 a), b) the thermograms in the steady state and during cyclic compression
 c) the temperature distribution obtained with the help of COSMOS/M program

Ciepło to można nazwać ciepłem tarcia wewnętrznego. Rozpatrując tylko jego podstawowe składniki, otrzymuje się następującą zależność:

$$\dot{Q}_{\text{wew}} = \dot{Q}_R(\omega_R) + \dot{Q}_S(\omega_S) + \dot{Q}_{F_t}(\omega_{F_t}) \quad (7.5)$$

gdzie: $\dot{Q}_R(\omega_R)$ – moc ciepła powstającego w wyniku odkształceń związanych z chropowatością powierzchni przeciwelementu stalowego, $\dot{Q}_S(\omega_S)$ – moc ciepła powstającego w wyniku odkształceń związanych z błędami kształtu powierzchni (falistość, bicie itp.) przeciwelementu stalowego, $\dot{Q}_{F_t}(\omega_{F_t})$ – moc ciepła powstającego w wyniku odkształceń związanych oscylacją siły tarcia.

Uwzględnienie wszystkich wymienionych parametrów w praktycznym określeniu energii (ciepła) rozpraszanej w wyniku tarcia wewnętrznego jest bardzo trudne ze względu na złożoność oddziaływań poszczególnych składników, a zwłaszcza do przewidzenia losowości oscylacji siły tarcia w rzeczywistych procesach tribologicznych.

Przeprowadzone rozważania miały na celu ukazanie znaczenia ciepła tarcia wewnętrznego w całkowitym procesie rozpraszania energii tarcia. Wprawdzie uzyskane wartości liczbowe, ze względu na przyjęte założenia, stanowią jedynie przybliżenie wagi tego problemu, to jednak odzwierciedlają znaczenie, jakie tarcie wewnętrzne w mate-

riałach polimerowych odgrywa w procesie wydzielania ciepła podczas ich współpracy ślizgowej z metalami.

Określenie zależności między parametrami opisującymi chropowatość powierzchni oraz błędami kształtu a ilością ciepła wewnętrznego generowanego w procesie tarcia polimerów wymaga dalszych szczegółowych badań w tym zakresie. Zwłaszcza zagadnienia dotyczące lepkościowego zachowania się materiałów polimerowych (w tym kompozytów PTFE) podczas procesu tarcia wymagają dokładniejszego poznania.

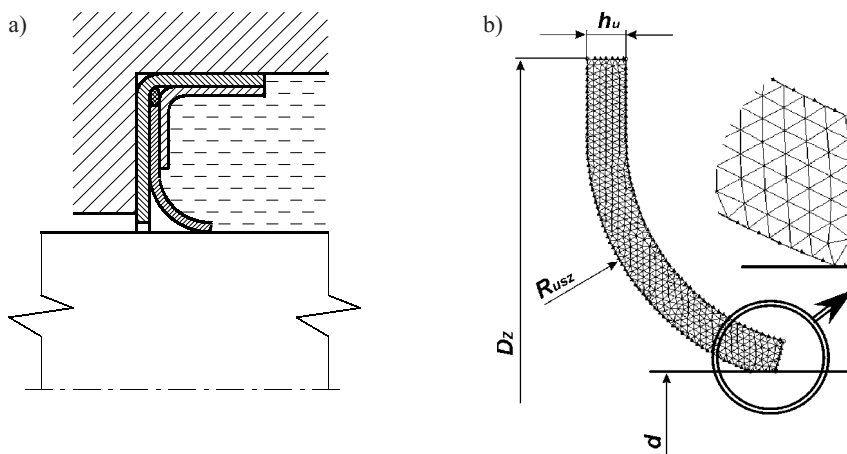
7.3. Rozkład temperatury w pierścieniu uszczelniającym podczas ślizgowej współpracy z wałem

7.3.1. Modelowanie rozkładu temperatury w polimerowym pierścieniu uszczelniającym metodą elementów skończonych

Aby określić udział ciepła wydzielanego wewnątrz materiału polimerowego w wyniku tarcia wewnętrznego w całkowitej ilości ciepła tarcia, przeprowadzono obliczenia rozkładu temperatury za pomocą programu komputerowego COSMOS/M. Schemat uszczelnienia oraz jego model dyskretny przedstawiono na rysunku 7.7.

Przyjęto następujące wymiary geometryczne uszczelnienia:

- średnica wału $d_w = 50$ mm,
- średnica zewnętrzna części polimerowej uszczelnienia $D_z = 90$ mm,
- grubość pierścienia uszczelniającego $h_u = 2,5$ mm,
- grubość wargi uszczelnienia $h_{uw} = 1,8$ mm,
- promień zewnętrznej krzywizny uszczelnienia $R_{uszcz} = 16$ mm.



Rys. 7.7. Schemat rozpatrywanego pierścienia uszczelniającego wykonanego z kompozytu PTFE (a) oraz jego model dyskretny (b)

Fig. 7.7. The schematic of lip seal made of composite based on PTFE (a) and the discrete model of lip seal (b)

Obliczenia przeprowadzono dla trzech wariantów rozmieszczenia źródeł ciepła w objętości materiału polimerowego:

- I wariant – źródła ciepła tarcia rozmieszczone są w elementach w obszarze styku wargi uszczelnienia z wałem, ich moc jest jednakowa,
- II wariant – źródła ciepła tarcia rozmieszczone są w elementach w obszarze styku wargi uszczelnienia z wałem, ich moc jest zależna od nacisku jednostkowego,
- III wariant – źródła ciepła tarcia rozmieszczone są zarówno w elementach w obszarze styku wargi uszczelnienia z wałem (40% całkowitej ilości ciepła tarcia), jak i w elementach znajdujących się wewnątrz polimerowego materiału. Moc źródeł ciepła w obszarze styku z wałem jest zależna od nacisku jednostkowego, natomiast moc źródeł ciepła wewnątrz polimerowego kompozytu zmniejsza się wraz ze zwiększaniem odległości w kierunku promieniowym od miejsca styku uszczelnienia z wałem.

Całkowita moc źródeł ciepła przypadająca na jednostkę objętości polimerowego materiału we wszystkich rozpatrywanych wariantach była jednakowa i wynosiła $\Sigma \dot{Q}^* = 3,9 \cdot 10^8 \text{ W/m}^3$. Uwzględniała ona ciepło generowane na powierzchni tarcia oraz wewnątrz polimerowego materiału.

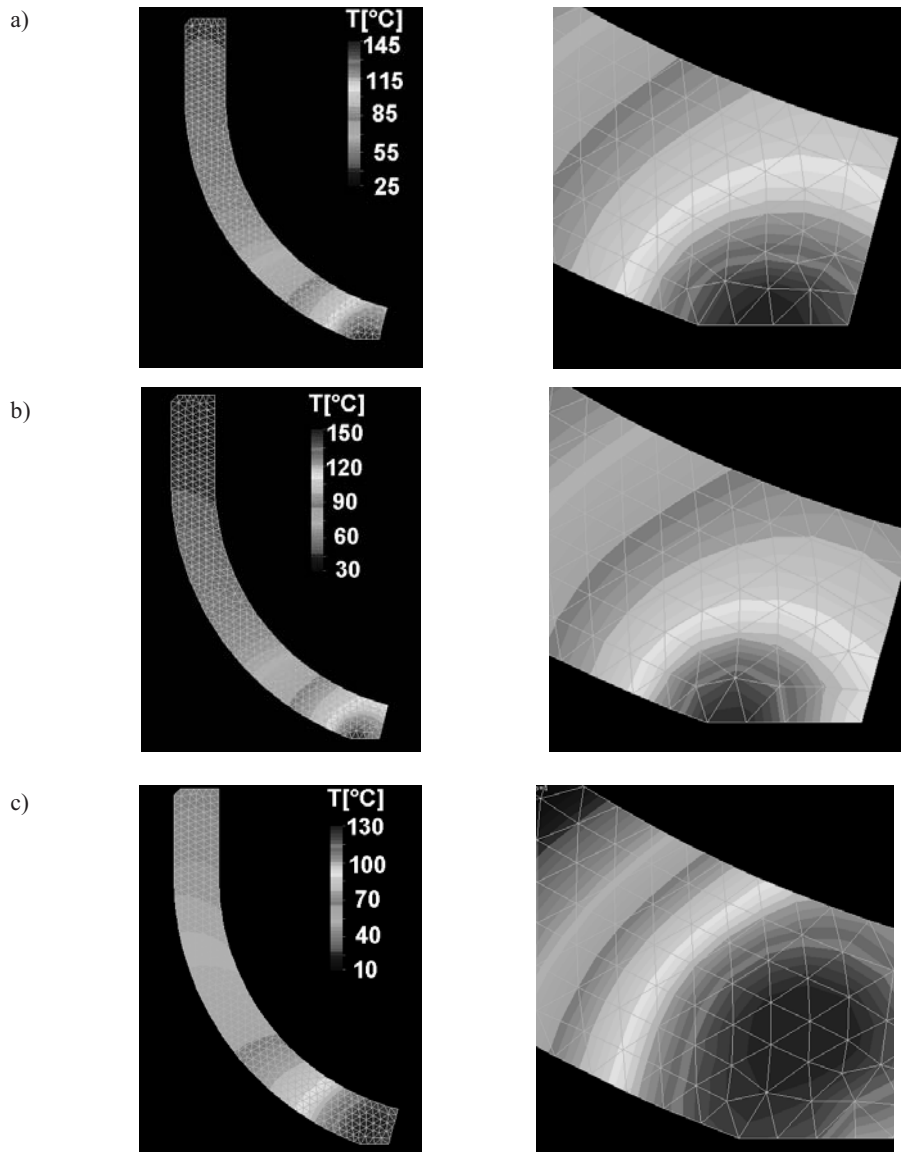
Rozkłady temperatury w przekroju pierścienia uszczelniającego dla analizowanych wariantów przedstawiono na rysunku 7.8. Wynika z nich, że w wypadku występowania dodatkowych źródeł ciepła wewnątrz materiału najwyższa temperatura w objętości materiału polimerowego występuje w odległości ok. 0,8 mm pod powierzchnią tarcia. W pozostałych wariantach najwyższa temperatura występuje w obszarze styku uszczelnienia z wałem.

7.3.2. Pomiar rozkładu temperatury na powierzchni pierścienia uszczelniającego z kompozytu PTFE

W celu weryfikacji wyników rozkładu temperatury otrzymanych za pomocą obliczeń metodą elementów skończonych przeprowadzono pomiary rozkładu temperatury na powierzchni rzeczywistego uszczelnienia wargowego. Pierścień uszczelniający, wykonany z kompozytu Tarflen TK25, miał podobne wymiary do tych, które przyjęto w obliczeniach (rozd. 7.3). Schemat pomiaru temperatury przedstawiono na rysunku 7.9.

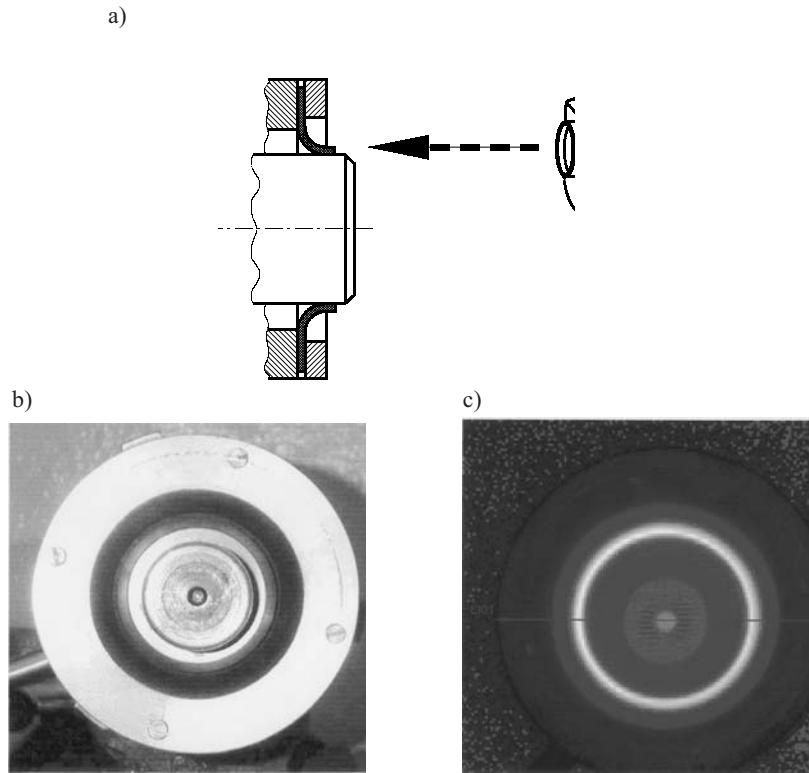
Podczas pomiarów obserwowano za pomocą kamery termowizyjnej rozkład temperatury na zewnętrznej, bocznej powierzchni pierścienia uszczelniającego podczas jego ślizgowej współpracy z wałem. Prędkość obrotowa wału wynosiła $n = 780 \text{ obr/min}$. Przykładowe wyniki pomiaru temperatury przedstawiono na rysunkach 7.10a, b.

Widoczne jest na nich wyraźne odsunięcie maksymalnej temperatury rejestrowanej na powierzchni bocznej wargi uszczelnienia od miejsca styku uszczelnienia z wałem (rys. 7.10b). Podobne wyniki otrzymano z obliczeń rozkładu temperatury na powierzchni pierścienia uszczelniającego za pomocą programu COSMOS/M (rozd. 7.3.1) przyjmując że źródła ciepła występują również wewnątrz polimerowego materiału. Przedstawione wyniki pomiarów potwierdzają zatem słuszność przyjętej hipotezy o występowaniu wewnętrznych źródeł ciepła tarcia.



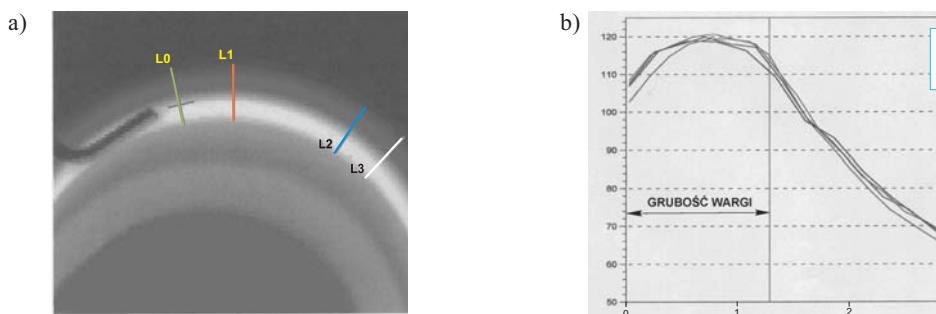
Rys. 7.8. Rozkład temperatury w pierścieniu uszczelniającym wyznaczony za pomocą programu COSMOS/M: a) równomierne wydzielanie się ciepła na powierzchni styku wargi z wałem, b) wydzielanie się ciepła na powierzchni styku wargi z wałem proporcjonalnie do nacisku, c) wydzielanie się ciepła na powierzchni styku wargi z wałem proporcjonalnie do nacisku oraz wewnątrz materiału polimerowego (tarcie wewnętrzne)

Fig. 7.8. The temperature distribution in lip seal obtained with the help of COSMOS/M program, assuming that: a) the friction heat is generated uniformly on the contact surface between the lip and the shaft, b) the friction heat is generated proportionally to the contact pressure, c) the friction heat is generated proportionally to the contact pressure and also in the bulk of polymer material (internal friction)



Rys. 7.9. Pomiaru temperatury na powierzchni czołowej pierścienia uszczelniającego:
 a) schemat pomiaru rozkładu temperatury, b) widok ogólny uszczelnienia,
 c) zdjęcie termowizyjne podczas pracy w warunkach tarcia suchego

Fig. 7.9. The temperature distribution on the frontal surface of lip seal:
 a) schematic diagram of the measurement of the temperature distribution,
 b) photo of the view of lip seal, c) the thermogram of the surface of lip seal
 and the mating shaft (under dry friction conditions)



Rys. 7.10. Rozkład temperatury na powierzchni zewnętrznej wargi uszczelnienia:
 a) zdjęcie termowizyjne b) rozkład temperatury wzdłuż odcinków pomiarowych

Fig. 7.10. The temperature distribution on the outer surface of lip seal
 a) the thermogram, b) the temperature distribution on measuring lengths

Podczas prowadzonych badań zauważono, że uszczelnienia rozgrzewały się do stosunkowo wysokiej temperatury (120 °C) podczas pracy w warunkach tarcia technicznie suchego. Świadczy to o intensywności procesu dyssypacji energii tarcia w postaci ciepła. Ponieważ właściwości kompozytów PTFE zależą od temperatury, znajomość rozkładu pola temperatury w uszczelnieniu lub łożysku umożliwi dokładniejsze modelowanie stanu naprężeń i odkształceń w tych elementach podczas ich ślizgowej współpracy z wałami.

8. Proces zużywania kompozytów PTFE – badania mikroskopowe powierzchni ślizgowej

Obserwacje mikroskopowe powierzchni ślizgowych współpracujących ze sobą materiałów w powiązaniu z wynikami badań tribologicznych oraz badaniami ciepła tarcia umożliwiają pełniejsze wnioskowanie o procesach tarcia i zużywania, które zachodzą na powierzchni styku tych materiałów. W ramach badań mikroskopowych, przeprowadzonych po procesie tarcia wykonano obserwacje powierzchni ślizgowych kompozytów PTFE oraz powierzchni przeciwelementów stalowych, które współpracowały wcześniej ze sobą w warunkach tarcia technicznie suchego.

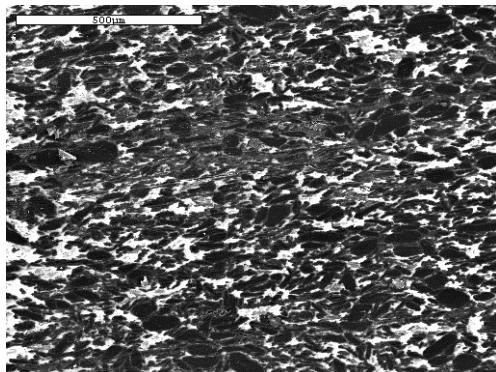
8.1. Badania mikroskopowe powierzchni ślizgowej kompozytów PTFE

Badania mikroskopowe przeprowadzono na elektronowym mikroskopie skaningowym JSM-5800 LV firmy JEOL (Japonia) z wbudowanym mikroanalizatorem promieniowania rentgenowskiego. Spośród uzyskanych zdjęć wybrano zestaw ukazujący typowe procesy zachodzące podczas tarcia na powierzchniach ślizgowych kompozytów PTFE.

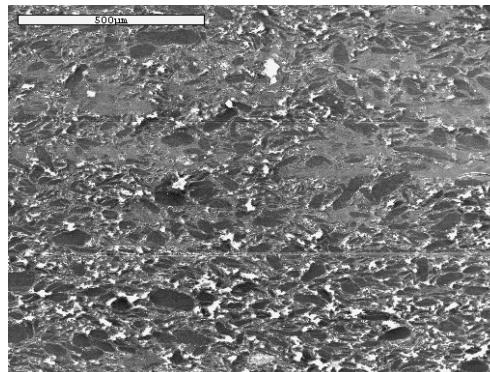
Zdjęcia przedstawione na rysunku 8.1 ukazują różnice w przemianach, jakie zachodzą w warstwie wierzchniej kompozytów w zależności od chropowatości powierzchni współpracujących ślizgowo elementów stalowych. Większe przemiany są wyraźnie widoczne na powierzchni kompozytu, gdy współpracuje on ze stalą o małej chropowatości powierzchni. Wynika to z silnych oddziaływań adhezyjnych między stalowym przeciwelementem a składnikami badanych kompozytów. Oddziaływania te powodują w tym wypadku występowanie znacznych deformacji polimerowej osnowy (rys. 8.1a, 8.1c), rozprzestrzenianie się mikropęknięć w polimerowej osnowie (rys. 8.1c) zgodnie z kierunkiem ślizgania, a także deformację oraz rozmazywanie ziaren wypełniaczy (rys. 8.1e). Ponieważ podczas tarcia w tych warunkach zużywanie kompozytu PTFE nie było zbyt intensywne, więc zdeformowana warstwa dłużej utrzymuje się na powierzchni ślizgowej polimerowego kompozytu w przeciwieństwie do kompozytów współpracujących z powierzchniami o dużej chropowatości (rys. 8.1b, d).

Na przykładzie zdjęć przedstawiających powierzchnię kompozytu Tarflen TK25 (PTFE + 27% obj. koksu), (rys. 8.1c, d), na których widać fragment powierzchni prób-

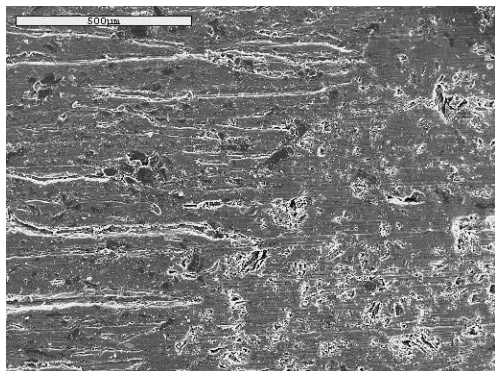
a) Tarflen TG25



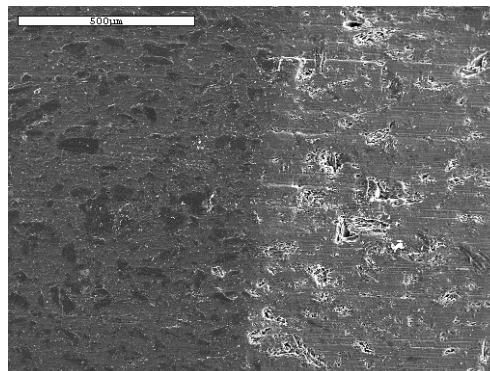
b) Tarflen TG25



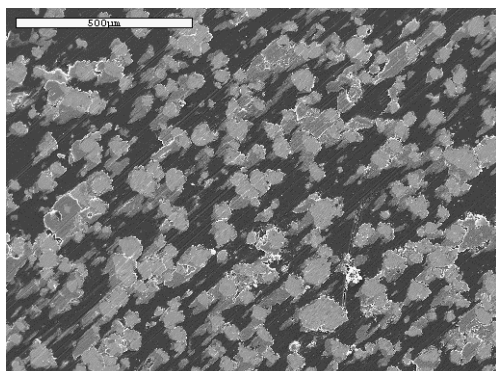
c) Tarflen TK25



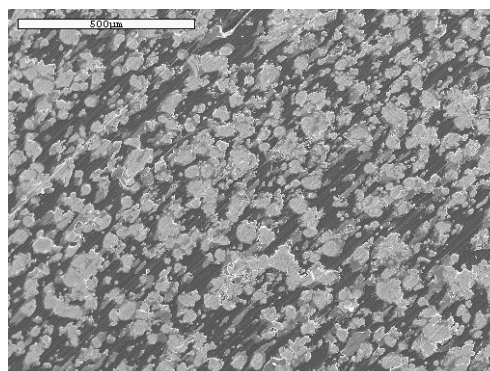
d) Tarflen TK25



e) Tarflen TSt-40



f) Tarflen TSt-40



Rys. 8.1. Powierzchnie ślizgowe kompozytów PTFE po współpracy w ustalonych warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s) ze stalowymi przeciwelementami o różnej chropowatości: (a, c, e – $R_{3z} = 0,4$ μm, b, d, f – $R_{3z} = 6$ μm)

Fig. 8.1. SEM micrographs of surface of PTFE composites after sliding against steel counterface with different surface roughness (a, c, e – $R_{3z} = 0,4$ μm, b, d, f – $R_{3z} = 6$ μm) under dry friction conditions ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s)

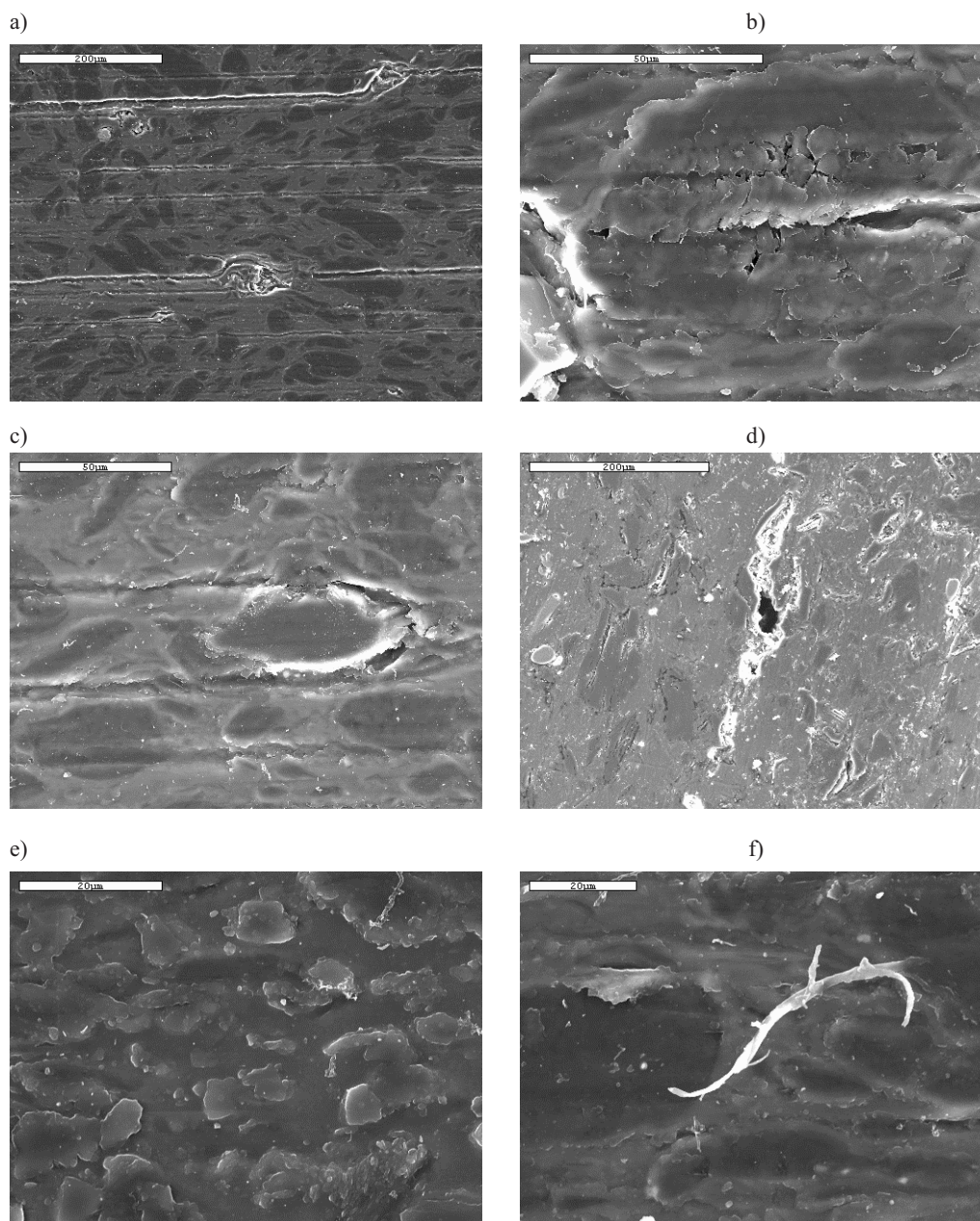
ki po zdjęciu warstwy wierzchniej (prawa strona fotografii) można stwierdzić, że na powierzchni ślizgowej występuje znacznie więcej cząstek wypełniacza niż wewnątrz tego materiału.

Kolejne zdjęcia mikroskopowe (rys. 8.2, 8.3, 8.4) ukazują typowe procesy tribologicznego zużywania zachodzące na powierzchni ślizgowej kompozytów PTFE. Dla Tarflenu TG25 (PTFE + 24% obj. grafitu) procesami związanymi ze zużywaniem są przede wszystkim mikropęknięcia polimerowej osnowy na granicy ziaren grafitu (rys. 8.2c,d). Mikropęknięcia te rozprzestrzeniają się pod wpływem sił tarcia w kierunku ślizgania (rys. 8.2a). Proces ten łączy się również z pękaniem i wykruszaniem ziaren grafitu (rys. 8.2b). Wykruszone cząsteczki usadawiają się na powierzchni ślizgowej w polimerowej osnowie (rys. 8.2e), która po rozgrzaniu w wyniku tarcia jest plastyczna, zwłaszcza w obszarze warstwy wierzchniej. Miękka osnowa polimerowa łatwo rozmazuje się na powierzchni ziarna grafitu bądź jest wyciągana w postaci wstęg polimerowych (rys. 8.2f).

W kompozytach PTFE wypełnianych koksem zachodzą procesy podobne do wcześniej opisanych. Na zdjęciach przedstawiających powierzchnię ślizgową Tarflenu TK25 (PTFE +27% obj. koksu) widoczne są mikropęknięcia polimerowej osnowy, które rozprzestrzeniają się zgodnie z kierunkiem ślizgania (rys. 8.3e, f). Pęknięcia te pojawiają się przede wszystkim na granicy ziaren koksu (rys. 8.2b, c). Ziarna koksu ulegają wykruszaniu (rys. 8.3a) chociaż proces ten nie zachodzi tak intensywnie, jak w wypadku ziaren grafitu w kompozycie Tarflen TG25. Polimerowa osnowa jest rozmazywana na powierzchni ziaren koksu (rys. 8.3e) oraz wyciągana na powierzchnię w postaci polimerowych wstęg (rys. 8.3d).

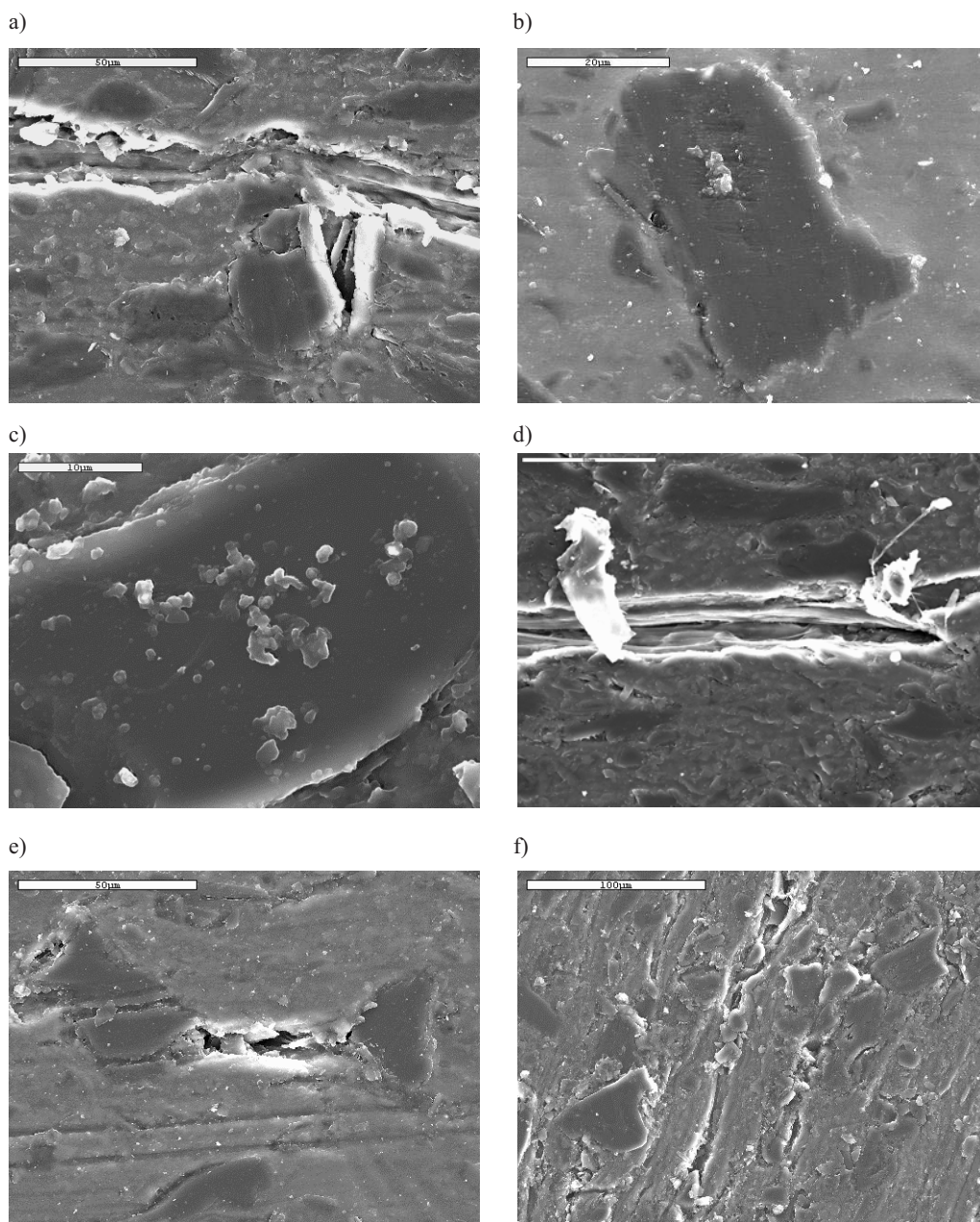
W Tarflenie TSt-40 (PTFE + 16% obj. stali) zawierającym w składzie proszek stali stopowej, oprócz wykruszania ziaren wypełniacza (rys. 8.4b) w wyniku oddziaływania sił tarcia, zachodzi również ich deformacja oraz rozmazywanie na powierzchni ślizgowej (rys. 8.4a, b). W przeciwieństwie do wcześniej omawianych kompozytów, na powierzchni ślizgowej Tarflenu TSt-40 obserwuje się wyraźne zarysowania zarówno polimerowej osnowy, jak i powierzchni stalowych ziaren. Zarysowania te występują niezależnie od chropowatości powierzchni współpracującej podczas tarcia przeciwpróbki. Może to świadczyć o występowaniu w obszarze tarcia twardych cząsteczek pochodzących z produktów zużycia, które zarysowują ślizgową powierzchnię materiału polimerowego.

Przedstawione procesy zachodzące na powierzchni ślizgowej kompozytów PTFE podczas ich współpracy ze stalą świadczą o dużych przemianach w warstwie wierzchniej tych materiałów. Jak wykazały badania ciepła generowanego w wyniku procesu tarcia (rozdz. 5.3) podczas tarcia kompozytów PTFE po powierzchni stali o małej chropowatości ($R_{3z} < 0,5$ mm) udział ciepła tarcia w całkowitej energii tarcia jest mały ($K \approx 0,5$). Oznacza to, że nie tylko ciepło, ale również inne formy rozpraszania energii (np. modyfikacja struktury warstwy wierzchniej kompozytu) mają znaczny udział w całkowitej energii tarcia. Zwrócono uwagę, że podczas współpracy kompozytu PTFE z powierzchnią stali o małej chropowatości jego zużywanie nie jest intensywne i zwią-



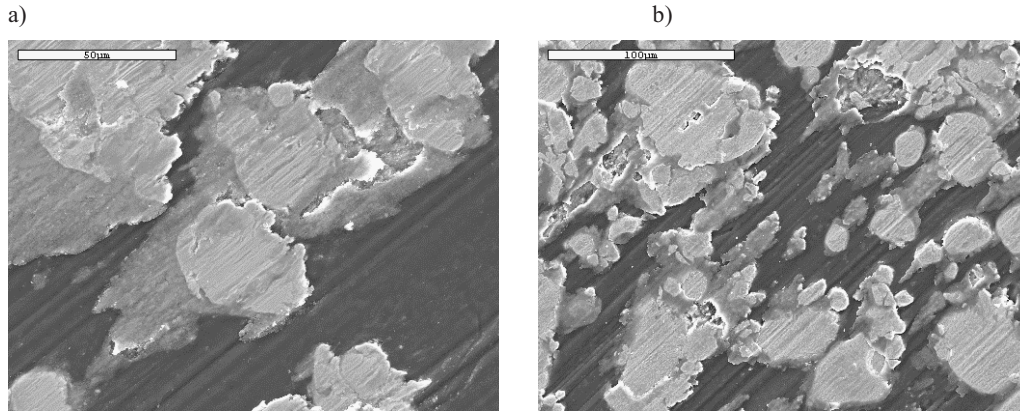
Rys. 8.2. Powierzchnia ślizgowa Tarflenu TG25 (PTFE + 24% obj. grafitu) po współpracy ze stalą w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s)

Fig. 8.2. SEM micrographs of surface of composite Tarflen TG25 (PTFE + 24 vol.% graphite) after sliding against steel counterface under dry friction conditions ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s)



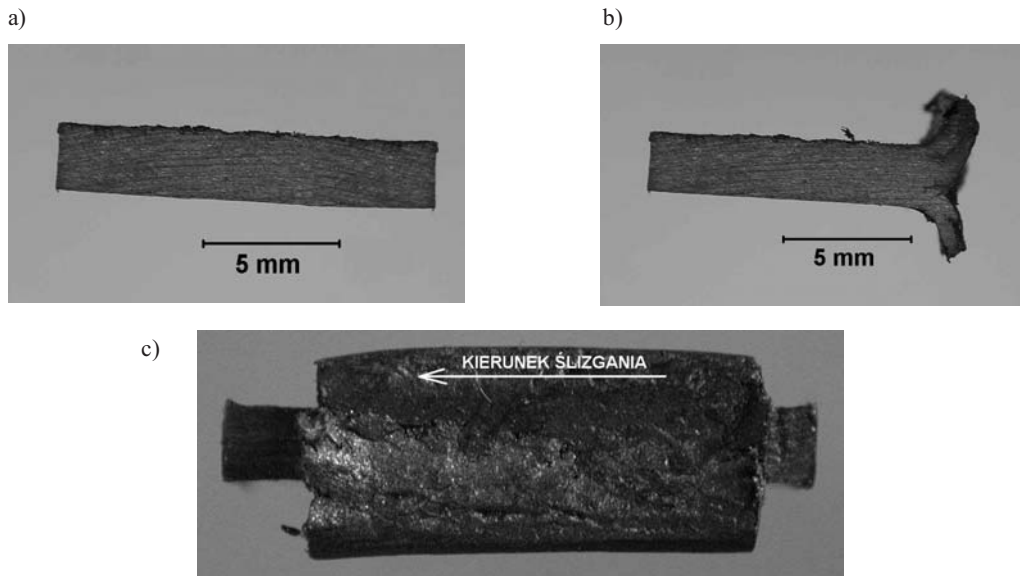
Rys. 8.3. Powierzchnia ślizgowa Tarflenu TK25 (PTFE + 27% koksu) po współpracy ze stalą w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s)

Fig. 8.3. SEM micrographs of surface of composite Tarflen TK25 (PTFE + 27 vol.% carbon) after sliding against steel counterface under dry friction conditions ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s)



Rys. 8.4. Powierzchnia ślizgowa Tarflenu TSt-40 (PTFE + 16% stali) po współpracy ze stalą w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s)

Fig. 8.4. SEM micrographs of surface of composite TSt-40 (PTFE + 16 vol.% steel) after sliding against steel counterface under dry friction conditions ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s)



Rys. 8.5. Próbkę wykonaną z kompozytu Tarflen TK25 po zużyciu awaryjnym w warunkach tarcia suchego ($p = 5$ MPa, $v = 6$ m/s, $L = 20$ km): a) przekrój próbki prostopadły do powierzchni ślizgowej przed procesem tarcia, b) przekrój próbki prostopadły do powierzchni ślizgowej po procesie tarcia, c) widok powierzchni ślizgowej

Fig. 8.5. Photo of specimen made of composite Tarflen TK25 after catastrophic wear under dry friction conditions ($p = 5$ MPa, $v = 6$ m/s, $L = 20$ km): a) cross section of polymer specimen perpendicular to the direction of sliding before friction process, b) cross section of polymer specimen perpendicular to the direction of sliding after friction process, c) view of sliding surface

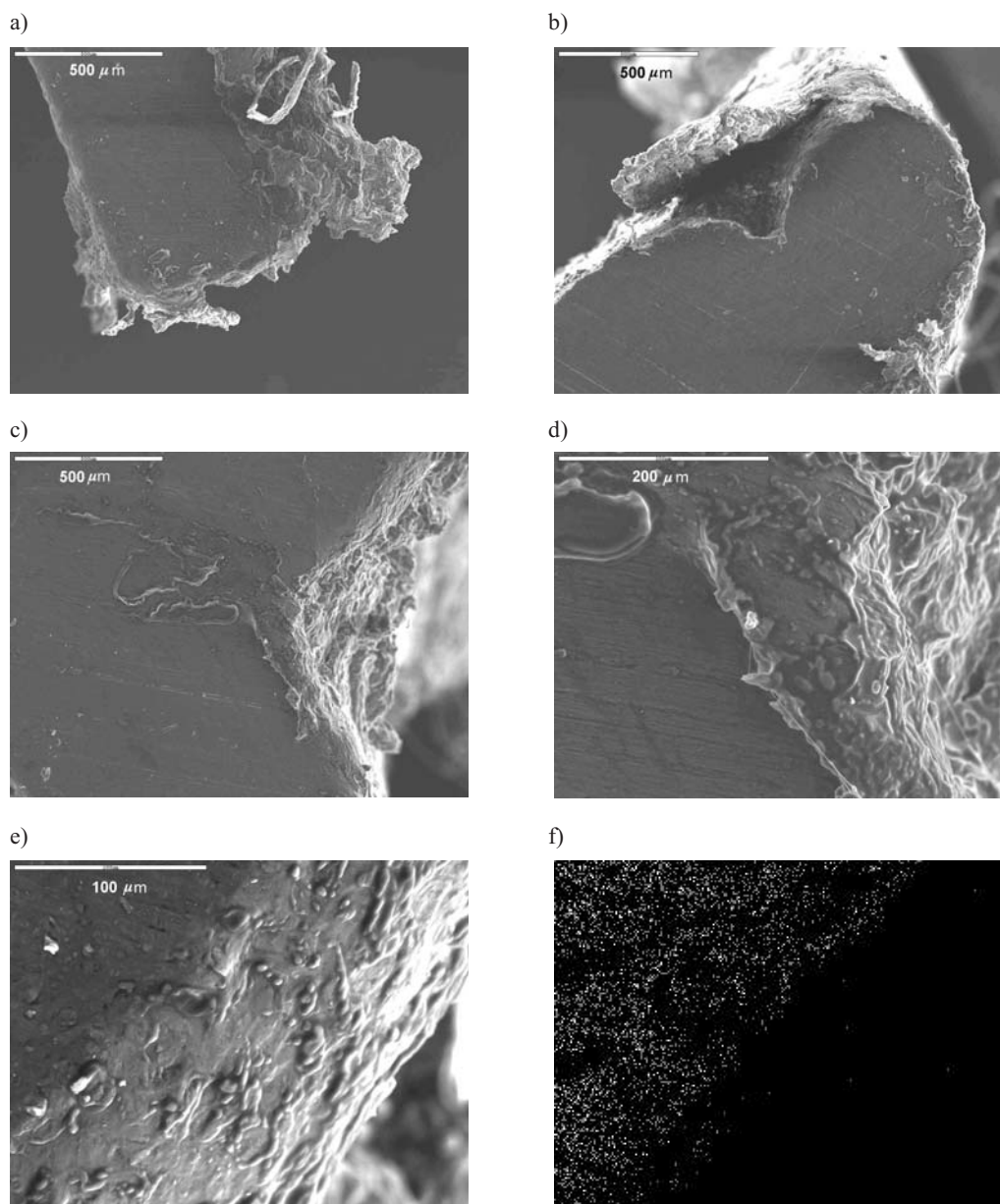
zana z tym forma energii dyssypacji mechanicznej nie stanowi znaczącego udziału w całkowitej energii tarcia.

O sposobie wydzielania się ciepła mogą świadczyć zdjęcia próbki z kompozytu Tarflen TK25 (PTFE+27% obj. koksu), która uległa zużyciu awaryjnemu (rys. 8.5) podczas tarcia przy nacisku jednostkowym $p = 5$ MPa i prędkości ślizgania $v = 6$ m/s.

Pracująca w tych warunkach próbka o kształcie wąskiej płytki uległa silnej deformacji na powierzchni ślizgowej. Na przekroju próbki (rys. 8.5b) widoczne jest jej rozwarstwienie, przy czym na podstawie wyglądu deformacji można sądzić, że proces niszczenia rozpoczął się wewnątrz próbki pod powierzchnią tarcia. Może to świadczyć o generowaniu dużej ilości ciepła wewnątrz próbki. Przypuszczenie to potwierdzałyby między innymi symetria rozszczępienia polimerowej płytki w obszarze tarcia oraz znaczna modyfikacja struktury warstwy wierzchniej w środkowej części próbki, która jest wyraźnie widoczna na przekroju przy większych powiększeniach (rys. 8.6c, d, e). W przeciwieństwie do tego modyfikacja struktury materiału kompozytowego na brzegu powierzchni ślizgowej jest nieznaczna i praktycznie struktura materiału w tym obszarze nie różni się od struktury w jego wnętrzu (rys. 8.6a, b). Obszary znajdujące się na brzegu próbki współpracowały z powierzchnią stalowego przeciwelementu przede wszystkim w początkowym etapie tarcia. O intensywności procesów zachodzących w warstwie wierzchniej świadczy rozkład fluoru (rys. 8.6f) obserwowany w środkowej części przekroju poprowadzonego przez warstwę wierzchnią kompozytu. Brak widocznego widma tego pierwiastka bezpośrednio pod powierzchnią ślizgową świadczy, że znajdują się na niej przede wszystkim cząsteczki wypełniacza powodujące wzmocnienie powierzchni, ale jednocześnie również zwiększenie siły tarcia. Prowadzi to z kolei do zwiększonej ilości wydzielanego ciepła tarcia i dalszej modyfikacji powierzchni ślizgowej kompozytu.

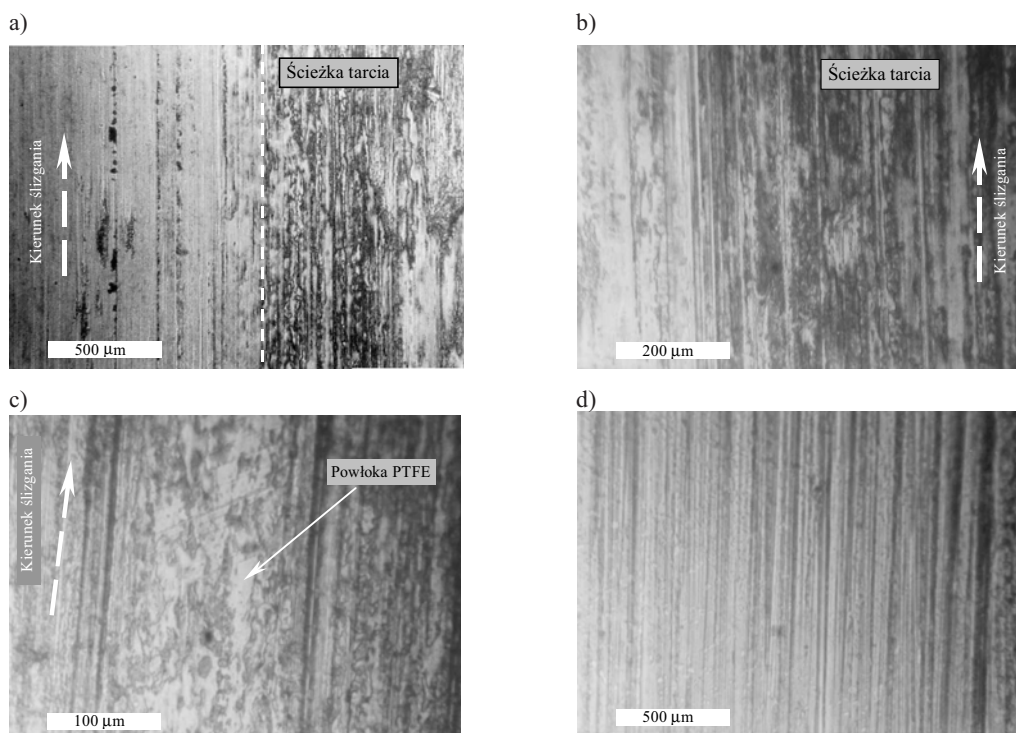
8.2. Badania mikroskopowe powierzchni ślizgowej stalowego przeciwelementu

Ze względu na znaczne rozmiary stalowej tarczy (średnica ϕ 200 mm), będącej przeciwelementem w badaniach tribologicznych, obserwacje mikroskopowe prowadzono za pomocą mikroskopu metalograficznego EPITYP 2 (prod. Carl Zeiss Jena). Wybrane zdjęcia przedstawiające ścieżkę tarcia oraz jej obrzeże pokazano na rysunku 8.7. Zostały one wykonane w taki sposób, aby widoczny był również obszar powierzchni, który nie brał udziału w procesie tarcia. Na zdjęciach powierzchni elementu stalowego o chropowatości $R_{3z} = 0,7$ μm jest widoczna wyraźnie na rozległym obszarze przeniesiona warstewka PTFE. Potwierdza to przedstawione wcześniej (znane z literatury przedmiotu m.in. [73], [113], [102], [72]) zjawisko przenoszenia materiałów kompozytowych na osnowie PTFE na powierzchnię współpracującego metalu. Przy większej chropowatości powierzchni ślizgowej stalowego przeciwelementu przeniesiona warstewka PTFE jest prawie niewidoczna. Wyjaśnia to przyczynę większego zużycia oraz nie-



Rys. 8.6. Przekrój próbki z Tarflenu TK25 po zużyciu awaryjnym w warunkach tarcia suchego ($p = 5$ MPa, $v = 6$ m/s): a), b) przekrój powierzchni ślizgowej w skrajnych częściach obszaru ślizgania, c), d), e) przekrój powierzchni ślizgowej w środkowym obszarze ślizgania, f) rozkład fluoru na przekroju przedstawionym na sąsiedniej fotografii (rys. e)

Fig. 8.6. SEM micrographs of specimen made of composite Tarflen TK25 after catastrophic wear under dry friction conditions ($p = 5$ MPa, $v = 6$ m/s): a), b) cross section of the sliding surface of polymer specimen in the edges of friction zone, c), d), e) cross section of the sliding surface of polymer specimen in the middle of friction zone, f) fluorine dot mapping on the cross section of the sliding surface (adequate to Fig. e)



Rys. 8.7. Zdjęcia mikroskopowe powierzchni ślizgowych stalowych elementów po współpracy z kompozytem Tarflen TK25 w warunkach tarcia technicznie suchego ($p = 2$ MPa, $v = 3$ m/s, $L = 100$ km) (a, b, c – $R_{3z} = 0,7$ μm , d – $R_{3z} = 4,5$ μm)

Fig. 8.7. Micrographs of sliding surface of steel counterface after sliding against composite Tarflen TK25 under dry friction conditions (roughness parameter of steel counterface: Fig. a, b, c – $R_{3z} = 0.7$ μm , Fig. d – $R_{3z} = 4.5$ μm)

co większego współczynnika tarcia podczas współpracy kompozytów PTFE z taką powierzchnią, w porównaniu gdy współpraca następuje z powierzchnią stali, na której istnieje trwała warstewka przeniesionego PTFE (tj. powierzchni o mniejszej chropowatości). Świadczą o tym wyniki badań tribologicznych kompozytów PTFE (rozdz. 4.3) przedstawiające zależność współczynnika tarcia i intensywność zużycia tych materiałów od chropowatości powierzchni współpracującego elementu stalowego.

9. Mechanizm tarcia i zużycia kompozytów PTFE a ciepło tarcia

Tarcie i tribologiczne zużycie kompozytów polimerowych jest procesem niezwykle złożonym ze względu na występowanie wielu zjawisk zależnych od warunków przebiegu tego procesu. Można wyróżnić w nim zjawiska zachodzące zarówno w warstwie wierzchniej kompozytu, jak i na powierzchni elementu metalowego współpracującego z kompozytem. Te ostatnie zostały w miarę dokładnie poznane i przedstawione w pracach wielu badaczy (m.in. [22], [35], [56], [113]). Wiele prac poświęcono również zmianom zachodzącym w warstwie wierzchniej kompozytowych materiałów polimerowych oraz samemu przebiegowi zużycia tych materiałów [82], [97], [28], [25], [130]. Do tej pory nie opracowano jednak modelu, który jednoznacznie opisywałby przebieg tego procesu, co może świadczyć o jego złożoności. Ponadto prezentowane modele mechanizmu zużycia najczęściej nie uwzględniają problematyki związanej z dyssypacją energii w postaci ciepła tarcia, co powoduje rozgrzewanie współpracujących materiałów. Jak dowiodły prowadzone badania rozkładu temperatury w kompozytach PTFE (rozdz. 6.1) współpracujących ślizgowo ze stałą podczas procesu tarcia następuje odsunięcie obszaru występowania maksymalnej temperatury od powierzchni styku. Odsunięcie to może wynosić nawet do 1 mm w zależności od warunków tarcia. Ponieważ właściwości materiałów polimerowych związane są silnie z temperaturą, omówione zjawisko powinno być uwzględnione w opisie procesu zużycia tych materiałów.

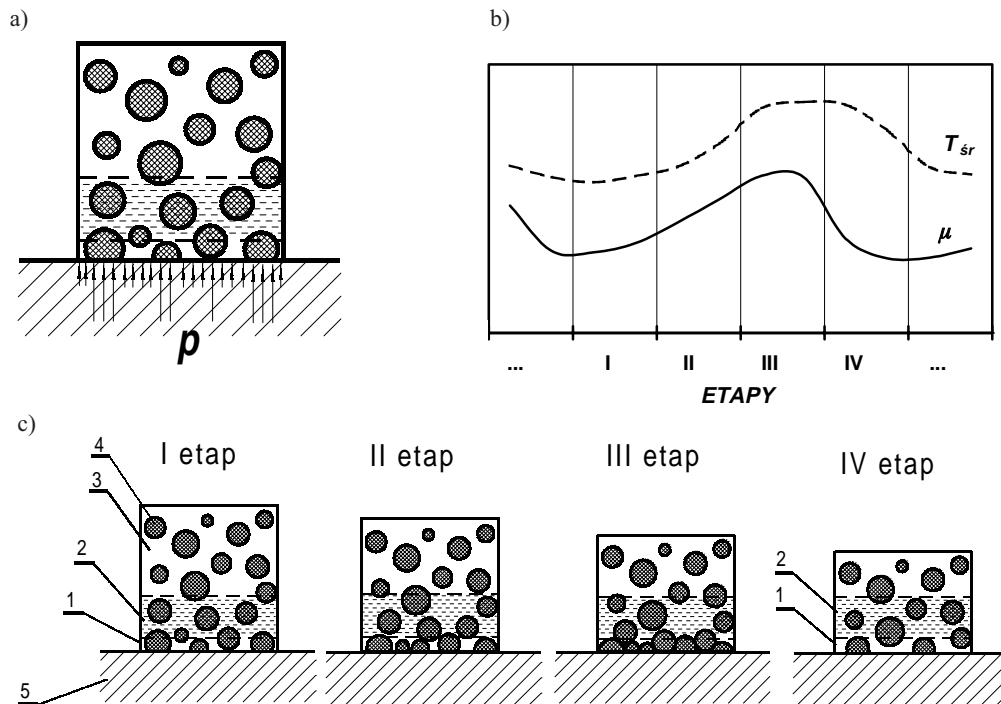
Na podstawie zaprezentowanych wyników badań mikroskopowych i tribologicznych można wyciągnąć następujący wniosek dotyczący roli wypełniaczy w zwiększeniu odporności na zużycie kompozytów PTFE. Wiodącym rodzajem zużycia w badanych kompozytach jest zużycie adhezyjne. W zależności od rodzaju wypełniaczy oraz warunków tarcia występują również inne rodzaje zużycia, w istotny sposób wpływające na przebieg zjawisk występujących w procesie tarcia. Prowadzą one w rezultacie do modyfikacji warstwy wierzchniej. Między innymi w trakcie procesu tarcia na powierzchni ślizgowej kompozytu zwiększa się udział wypełniaczy w stosunku do ilości polimeru bazowego.

W niektórych wypadkach (np. kompozyt zawierający proszki metali) większość powierzchni ślizgowej mogą zajmować wypełniacze. Oznacza to, że proces tarcia zachodzi głównie między wypełniaczami chroniącymi osnowę polimerową przed zużyciem a powierzchnią przeciwelementu. Jednocześnie zarówno powierzchnia ślizgowa wypełniaczy, jak i powierzchnia przeciwelementu pokrywane są warstewką PTFE

zmniejszającą współczynnik tarcia oraz temperaturę, do której rozgrzewają się współpracujące elementy. Oznacza to, że w tych kompozytach PTFE, oprócz roli osnowy polimerowej, pełni również funkcję smaru stałego.

Ponieważ ciepło wydzielające się w procesie tarcia powoduje rozgrzewanie się do wyższej temperatury warstw znajdujących się pod powierzchnią ślizgową w głębi polimerów, zaproponowano nowy model przedstawiający proces zużycia się kompozytów PTFE zawierających wypełniacze dyspersyjne (rys. 9.1). Wspomniana różnica temperatury w kompozytach PTFE może sięgać nawet kilkunastu stopni. Wyższa temperatura wewnątrz polimeru oraz stosunkowo duże gradienty temperatury powodują, że osnowa polimerowa staje się bardziej miękka w pewnej odległości (do 1 mm) w głębi materiału niż bezpośrednio pod powierzchnią ślizgową.

W kompozytach PTFE zwykle występuje znaczna różnica sztywności między wypełniaczami a polimerową osnową (znaczna różnica wartości modułu sprężystości



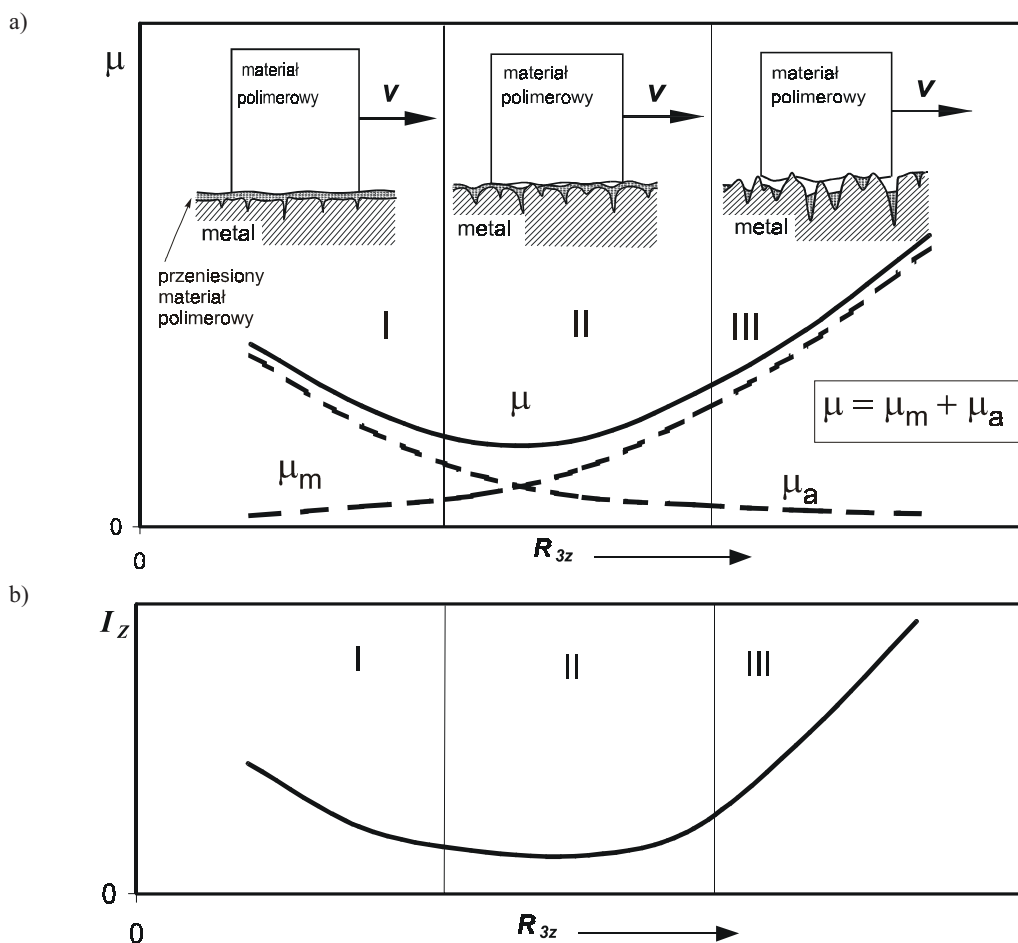
Rys. 9.1. Model procesu zużycia (kolejne etapy) dla kompozytów PTFE z wypełniaczami dyspersyjnymi (1 – warstwa wierzchnia, 2 – obszar podwyższonej temperatury, 3 – osnowa polimerowa (PTFE), 4 – ziarno wypełniacza, 5 – przeciwelement stalowy); a) rozkład nacisku na powierzchni ślizgowej kompozytu z wypełniaczem dyspersyjnym, b) wartości współczynnika tarcia i średniej temperatury w poszczególnych etapach procesu zużycia, c) etapy przebiegu procesu zużycia

Fig. 9.1. Model of wear process of PTFE composites with dispersed fillers (1 – surface layer, 2 – zone of high temperature, 3 polymer matrix (PTFE), 4 – grain of filler, 5 – steel counterface); a) contact pressure distribution on a composite surface, b) variation of coefficient of friction and temperature in different periods of wear process, c) periods of wear process

wzdłużnej). Powoduje to, że cząsteczki wypełniaczy przenoszą znaczną część obciążenia normalnego z powierzchni styku w głębsze warstwy kompozytu (rys. 9.1a). Znaczne obciążenie ziaren wypełniacza znajdujących się na powierzchni ślizgowej powoduje ich zagłębianie w osnowę polimerową (rys. 9.1c, etap I), zwłaszcza że jak wcześniej wspomniano jest ona bardziej miękka w głębi materiału polimerowego niż w bezpośrednim sąsiedztwie powierzchni tarcia. Sztywność osnowy polimerowej bezpośrednio pod powierzchnią ślizgową powoduje, że przemieszczanie ziaren wypełniaczy w kierunku działania sił tarcia jest utrudnione. Może natomiast występować plastyczne odkształcanie tych ziaren, jak np. w wypadku proszku stali (rys. 8.4) lub brązu. Wgłębiające się w osnowę polimerową ziarna wypełniacza powodują, że w miarę zużycia kompozytu napotyka je one kolejne ziarna znajdujące się dotychczas w głębi kompozytu. Następuje zwiększenie koncentracji wypełniacza w warstwie wierzchniej materiału kompozytowego (rys. 9.1c etap II), co prowadzi do spowolnienia tempa zużywania kompozytu, czyli do zwiększenia odporności na zużycie tej warstwy. O takim przebiegu procesu zużywania może świadczyć zwiększenie ilości wypełniacza w obserwowanych warstwach ślizgowych kompozytów oraz zmniejszenie intensywności zużywania liniowego w kolejnych pomiarach podczas badań tribologicznych wykonywanych dla tej samej próbki kompozytu PTFE. Podczas tarcia cienka warstewka PTFE jest nanoszona na ziarna wypełniaczy. Ułatwia ona ich ślizganie po przeciwelemencie stalowym. W dalszym etapie koncentracja wypełniacza na powierzchni ślizgowej jest już na tyle duża (rys. 9.1c etap III), że odnawiana warstewka PTFE pochodząca z osnowy polimerowej nie jest w stanie całkowicie pokryć wszystkich ziaren znajdujących się na powierzchni ślizgowej. Wartość współczynnika tarcia zwiększa się, a wraz z nim rośnie również temperatura materiału polimerowego. W wyniku tego osnowa staje się coraz bardziej miękka i w końcu nie jest zdolna utrzymywać w dalszym ciągu ziaren wypełniacza na powierzchni ślizgowej. Następuje ich częściowe usunięcie w postaci produktów zużycia a następnie rozpoczyna się okres zwiększonego zużycia (rys. 9.1c etap IV). Zmniejszenie koncentracji ziaren wypełniacza na powierzchni ślizgowej kompozytu przyczynia się do zmniejszenia wartości współczynnika tarcia i co się z tym wiąże zmniejszenia ilości wydzielanego ciepła. Powoduje to obniżenie temperatury kompozytu polimerowego i ponowne rozpoczęcie cyklu zwiększania się ilości ziaren wypełniacza w warstwie wierzchniej. O takim przebiegu procesu zużywania się kompozytu PTFE zawierającego twarde wypełniacze dyspersyjne może świadczyć między innymi zmienność współczynnika tarcia oraz temperatury zarejestrowane podczas badań tribologicznych kompozytu Tarflen TK25 (rys. 4.9). Zaobserwowana cykliczność procesu tarcia tego materiału po stali potwierdza słuszność opisanego modelu procesu zużywania kompozytów PTFE.

Przedstawiony proces łączy się z formowaniem warstewki polimerowej na powierzchni współpracującego elementu stalowego. Warstewka ta zmienia chropowatość eksploatacyjnej warstwy wierzchniej stali i w ten sposób między innymi wpływa na zachodzące procesy tarcia i zużywania. Przeprowadzone obserwacje mikroskopowe potwierdzają występowanie warstewki PTFE na powierzchni przeciwelementu stalowe-

go. Zdolność jego utrzymywania się na powierzchni stali zależy w dużej mierze od chropowatości tej powierzchni oraz warunków, w których zachodzi proces tarcia. Na rysunku 9.2 przedstawiono różnice formowania i utrzymywania się warstewki polimeru w zależności od chropowatości powierzchni elementu stalowego. Wyjaśniają one obserwowaną podczas badań tribologicznych zależność współczynnika tarcia i intensywności zużycia liniowego kompozytów PTFE od chropowatości powierzchni elementu stalowego.



Rys. 9.2. Rola chropowatości powierzchni metalowego przeciwelementu w procesie formowania i utrzymywania warstewki polimeru na powierzchni metalu: a) zależność współczynnika tarcia μ od chropowatości powierzchni metalu [5], [47], [83], b) zależność intensywności zużycia I_z od chropowatości powierzchni metalu, I, II, III – formowanie warstewki polimeru na powierzchniach o różnych chropowatościach

Fig. 9.2. The role of surface roughness of metal counterface in friction transfer film formation
 a) effect of surface roughness of metal counterface on a coefficient of friction μ [5], [47], [83]
 b) effect of surface roughness of metal counterface on specific linear wear rate I_z
 I, II, III – friction transfer film formation on metal surfaces with different roughness

W wypadku powierzchni gładkich występują silne oddziaływania adhezyjne w obszarze styku współpracujących materiałów, powodujące stosunkowo dużą wartość współczynnika tarcia oraz zwiększone zużycie materiałów polimerowych. Dzieje się tak, mimo że oddziaływania mechaniczne między stalową powierzchnią pokrytą warstwą przeniesionego materiału polimerowego a powierzchnią ślizgową kompozytu są niewielkie (rys. 9.2a – I).

Wraz ze zwiększeniem chropowatości stali oddziaływania adhezyjne zmniejszają się a warstewka polimeru, pokrywająca w dalszym ciągu powierzchnię elementu stalowego, przyczynia się do tego, że oddziaływania mechaniczne zwiększają się tylko nieznacznie (rys. 9.2a – II). Efektem tego jest zmniejszenie wartości współczynnika tarcia oraz intensywności zużywania kompozytu. W razie dużej chropowatości powierzchni stali (rys. 9.2a – III) formowanie i utrzymywanie warstewki polimeru jest utrudnione, czego dowiodły obserwacje mikroskopowe (rys. 8.7d). W tym wypadku oddziaływania adhezyjne są słabe. Jednak brak ciągłości warstewki przeniesionego materiału polimerowego oraz silne oddziaływania mechaniczne powierzchni stalowej na powierzchnię ślizgową kompozytu (mikroskrawanie, bruzdowanie itp.) prowadzą zarówno do wzrostu wartości współczynnika tarcia, jak i zwiększonej intensywności zużywania.

Zakresy chropowatości powierzchni, w których zachodzą opisane formy procesu tarcia i zużywania zależą zarówno od rodzaju zastosowanych wypełniaczy, jak i warunków (p , v , T_0 itp.), w jakich odbywa się proces tarcia. Przedstawione wyjaśnienie roli chropowatości współpracującego przeciwelementu metalowego w procesie tarcia i zużywania kompozytów PTFE jest zgodne z ogólnym opisem tego zagadnienia przedstawionym w literaturze przedmiotu [5], [47], [78], [83].

10. Podsumowanie i wnioski końcowe

Podstawowymi czynnikami decydującymi o właściwościach materiałów polimerowych są czas i temperatura. W wypadku polimerów termoplastycznych, do których należy PTFE, ten ostatni czynnik jest szczególnie istotny, zwłaszcza w rozważaniach dotyczących ich właściwości tribologicznych podczas współpracy z metalami. Z procesem tarcia nieodłącznie jest związana dyssypacja energii w postaci ciepła. Powoduje ono rozgrzewanie współpracujących materiałów, przyczyniając się w ten sposób do zmiany ich właściwości tribologicznych. Niewiele prac badawczych dotyczy zagadnień związanych z generowaniem ciepła tarcia w materiałach polimerowych oraz jego wpływem na przebieg procesu tarcia w tych materiałach. Przyczyniło się to do podjęcia tej problematyki badawczej w niniejszej monografii.

Opracowana w ramach pracy metoda pomiaru ciepła tarcia umożliwiła określenie wpływu parametrów tarcia (chropowatości powierzchni stali, średniego nacisku jednostkowego) na udział ciepła tarcia w całkowitej energii rozpraszanej podczas ślizgowej współpracy kompozytów PTFE ze stalą. Wykazano, że w trakcie tego procesu rozpraszanie energii w postaci ciepła występuje nie tylko w miejscu styku współpracujących materiałów, ale również w objętości materiału polimerowego. Wynika to z lepkosprężystej natury materiałów polimerowych (tarcie wewnętrzne) oraz z występowania zmiennego stanu odkształceń w objętości materiału polimerowego. Zmienność ta jest spowodowana oscylacyjnym charakterem sił tarcia oraz odchyłkami kształtu współpracujących powierzchni (chropowatość, falistość, bicie obracającego się elementu itp.), które przyczyniają się do zmian nacisku w mikroobszarach styku. Generowanie ciepła wewnątrz materiału polimerowego powinno być uwzględnione w przyszłych pracach badawczych dotyczących modelowania rozkładu temperatury w polimerowych elementach maszyn współpracujących ślizgowo z metalami.

Przeprowadzone badania tribologiczne w powiązaniu z obserwacjami mikroskopowymi powierzchni ślizgowych współpracujących materiałów (kompozyty PTFE, stal) umożliwiły opis procesów zachodzących na tych powierzchniach podczas tarcia. Uwzględnienie występowania obszaru wewnątrz materiału polimerowego, w którym generuje się ciepło tarcia, umożliwiło zmodernizowanie przyjmowanego dotychczas mechanizmu tarcia i zużywania kompozytów PTFE zawierających wypełniacze dyspersyjne. Określona została również rola, jaką odgrywa chropowatość powierzchni elementu stalowego w procesach tribologicznych zachodzących podczas tarcia kompozytów PTFE po stali. Duża różnica twardości i plastyczności materiałów pary ślizgowej stal–kompozyt PTFE powoduje, że chropowatość powierzchni elementu stalowego de-

cyduje o przebiegu procesów tribologicznych w o wiele większym stopniu niż chropowatość powierzchni ślizgowej kompozytu PTFE. Ta ostatnia zmienia się szybko podczas tarcia i dostosowuje się do chropowatości powierzchni elementu stalowego. Wyjaśniono wpływ chropowatości powierzchni stali na wartość współczynnika tarcia, intensywność zużywania kompozytów oraz na ilość ciepła generowanego podczas tarcia kompozytów PTFE.

10.1. Wnioski poznawcze

1. Generowanie ciepła podczas współpracy kompozytów PTFE ze stalą zachodzi nie tylko na powierzchni styku współpracującej pary ślizgowej, ale również wewnątrz materiału polimerowego. Rezultatem wydzielania dodatkowej znacznej ilości ciepła wewnątrz materiału polimerowego jest odsunięcie obszaru występowania maksymalnej temperatury w objętości materiału polimerowego w głąb tego materiału. W zależności od warunków tarcia oraz właściwości fizycznych materiału polimerowego odsunięcie to może wynosić ponad 1 mm od powierzchni styku, a różnica między temperaturą maksymalną oraz średnią temperaturą na powierzchni ślizgowej może sięgać ponad 20 K.

2. Proces tarcia i zużywania kompozytów PTFE zawierających wypełniacze dyspersyjne zachodzi cyklicznie. Można w nim wyróżnić etapy przyspieszonego zużywania i zmniejszonej wartości współczynnika tarcia oraz etapy wolniejszego zużywania i dużej wartości współczynnika tarcia. Wynika to przede wszystkim z cyklicznej zmiany koncentracji ziaren wypełniaczy na powierzchni ślizgowej tych kompozytów, co z kolei powoduje zmianę wartości współczynnika tarcia oraz związanej z tym zmiany ilości wydzielanego ciepła. W rezultacie materiał polimerowy jest rozgrzewany podczas procesu tarcia do różnych temperatur. Wraz ze zmianą temperatury zmienia się odporność na zużywanie jego warstwy wierzchniej. Warstwa o zbyt dużej koncentracji ziaren wypełniacza jest rozgrzewana do wyższej temperatury i w związku z tym zostaje stosunkowo szybko usunięta z powierzchni ślizgowej kompozytu PTFE. Powoduje to zmniejszenie koncentracji wypełniacza w warstwie wierzchniej i zmniejszenie wartości współczynnika tarcia.

3. Wpływ chropowatości powierzchni przeciwelementu stalowego na procesy związane z tarciami i zużywaniem współpracujących z nim kompozytów PTFE jest następujący:

- Chropowatość powierzchni stali wpływa na mechaniczne i adhezyjne oddziaływania współpracujących powierzchni. W zależności od chropowatości powierzchni dominuje albo tarcie adhezyjne (powierzchnie o małej chropowatości), albo tarcie mechaniczne (powierzchnie o dużej chropowatości).

- Mikronierówności powierzchni stalowej, w zależności od profilu chropowatości, ułatwiają bądź utrudniają tworzenie i utrzymywanie się trwałej warstwy przeniesionego PTFE na powierzchni elementu stalowego. Istnieje optymalna wysokość i nachylenie zbocza mikronierówności, przy których trwałość tej warstwy jest największa. Ponieważ przeniesiony materiał polimerowy powoduje zmianę chropowatości eksploatacyjnej

warstwy wierzchniej metalu podczas procesu tarcia, więc trwałość przeniesionej warstewki polimerowej wpływa w istotny sposób na zachodzące procesy tribologiczne, a zwłaszcza na intensywność zużywania kompozytów PTFE. Oznacza to, że początkowa chropowatość powierzchni elementu stalowego, przed pokryciem jej polimerową warstewką, wpływa pośrednio na tarcie i zużywanie materiałów polimerowych.

- Z chropowatością przeciwelementu stalowego związana jest również modyfikacja warstwy wierzchniej kompozytu polimerowego. W przypadku małej chropowatości powierzchni stalowej ($R_{3z} < 0,7 \mu\text{m}$) zachodzą silne oddziaływania adhezyjne pomiędzy przeciwelementem stalowym a składnikami kompozytów PTFE. Oddziaływania te powodują występowanie znacznych odkształceń osnowy polimerowej, rozprzestrzenianie się w niej mikropęknięć zgodnie z kierunkiem ślizgania, a także deformację oraz rozmazywanie ziaren wypełniaczy. Proces ten wymaga dostarczenia energii, a więc wiąże się z dyssypacją energii podczas tarcia. W wypadku dużej chropowatości elementu stalowego ($R_{3z} > 5 \mu\text{m}$) dominują oddziaływania mechaniczne między współpracującymi materiałami. Powodują one zwiększenie udziału zużywania ściernego i co się z tym wiąże wzrost intensywności zużywania materiału polimerowego.

- W procesie zużywania pewna ilość energii dyssypacji jest wykorzystywana do usunięcia materiału polimerowego. W razie dużego zużycia znaczna ilość ogrzanych produktów zużycia musi być usuwana z obszaru tarcia, co powoduje dodatkowy ubytek energii w rozpatrywanym układzie tribologicznym. Im większe jest zużycie polimeru, tym mniejsza część całkowitej energii tarcia jest rozpraszana w postaci ciepła.

- Udział wydzielanego ciepła w całkowitej energii rozpraszanej podczas tarcia polimerowych kompozytów PTFE jest pośrednio zależny od chropowatości współpracującego elementu stalowego. Oddziaływania adhezyjne między współpracującymi materiałami mają mniejsze znaczenie w powstawaniu ciepła niż oddziaływania mechaniczne. Z chropowatością powierzchni elementu stalowego związane są również źródła ciepła występujące na powierzchni ślizgowej. Zahaczanie wierzchołków mikronierówności elementu stalowego o powierzchnię materiału polimerowego oraz twarde cząstki wypełniaczy powodują pojawienie się lokalnych źródeł ciepła („błyski temperaturowe”). Ponadto lokalne spiętrzenia zmiennych naprężeń ściskających w punktach styku mikronierówności powodują rozpraszanie energii w postaci ciepła wewnątrz materiału polimerowego (tarcie wewnętrzne).

4. Wzrost temperatury otoczenia powoduje zwiększenie intensywności zużywania kompozytów PTFE z jednoczesnym zmniejszeniem wartości współczynnika tarcia podczas ich ślizgowej współpracy ze stalą. Wyższa temperatura, w której zachodzi proces tarcia powoduje, że zmieniają się właściwości mechaniczne (reologiczne) osnowy polimerowej. Staje się ona mniej wytrzymała na naprężenia ścinające związane z występowaniem sił tarcia. Przyczynia się to do łatwiejszego jej usuwania z powierzchni ślizgowej kompozytu (większe zużycie). Łatwiejszy poślizg między łańcuchami polimeru, jaki występuje w wyższej temperaturze, oraz łatwiejsze przemieszczanie ziaren wypełniaczy na powierzchni ślizgowej bardziej miękkiego polimeru powodują, że opory tarcia są mniejsze.

5. Średni nacisk jednostkowy na powierzchni ślizgowej wpływa na ilość ciepła rozpraszanego w wyniku tarcia. Z jednej strony zwiększenie nacisku jednostkowego powoduje zwiększenie siły tarcia i w rezultacie, przy ustalonej prędkości ślizgania, do zwiększania mocy tarcia. Znaczna część energii tarcia jest zamieniana na ciepło. W związku z tym powierzchnia polimerowego elementu rozgrzewa się do wyższej temperatury. Z drugiej strony zaobserwowano, że w miarę zwiększania nacisku coraz bardziej uwidacznia się odsunięty od powierzchni styku obszar podwyższonej temperatury. Wzrost nacisku powoduje zatem zwiększenie ilości ciepła generowanego wewnątrz materiału polimerowego. Wynika to z większej amplitudy odkształceń, jakie występują w materiale polimerowym i w związku z tym z większej ilości energii rozpraszanej w wyniku tarcia wewnętrznego.

10.2. Wnioski praktyczne

1. Zakres chropowatości powierzchni stali, przy którym kompozyty PTFE podczas współpracy ze stalą wykazują najlepsze właściwości tribologiczne w ustalonych warunkach wynosi:

- przy tarcii technicznie suchym ($p = 2 \text{ MPa}$, $v = 3 \text{ m/s}$):
 - Tarflen TK25 – $R_{3z} = 3\text{--}4 \text{ }\mu\text{m}$,
 - Tarflen TK22G3 – $R_{3z} = 3\text{--}4 \text{ }\mu\text{m}$,
 - Tarflen TG25 – R_{3z} do $3 \text{ }\mu\text{m}$,
 - Tarflen TSt-40 – $R_{3z} = 2\text{--}3 \text{ }\mu\text{m}$,
- przy tarcii mieszanym w obecności syntetycznego oleju silnikowego Lotos Synthetic (prod. Rafineria Gdańska SA) – SAE 5W/40
 - Tarflen TK25 – $R_{3z} = 0,7\text{--}1,5 \text{ }\mu\text{m}$,
 - Tarflen TG25 – $R_{3z} = 2\text{--}3 \text{ }\mu\text{m}$,
 - Tarflen TSt-40 – $R_{3z} = 1,5\text{--}2,5 \text{ }\mu\text{m}$,

Znajomość tych zakresów umożliwia odpowiedni dobór chropowatości powierzchni stali, tak aby trwałość węzła, w którym zastosowano jeden z wymienionych kompozytów była jak największa z jednocześnie możliwie małym współczynnikiem tarcia.

2. Zakresy parametrów ruchowych (p , v), w których kompozyt Tarflen TG25 podczas współpracy ze stalą wykazuje najlepsze właściwości tribologiczne są następujące:

- średni nacisk jednostkowy $p = 1,4\text{--}2,6 \text{ MPa}$,
- prędkość ślizgania $v = 1,6\text{--}3,2 \text{ m/s}$.

3. Podczas modelowania rozkładu temperatury tarcia w elementach ślizgowych wykonanych z tworzyw sztucznych należy uwzględnić nie tylko ciepło generowane na powierzchni ślizgowej, ale również powstające w wyniku tarcia wewnętrznego. Uzyskany wówczas rozkład temperatury w objętości materiału polimerowego, w którym obszar temperatury maksymalnej odsunięty jest od powierzchni ślizgowej w głąb materiału polimerowego, bliższy jest rozkładowi rzeczywistemu. Ponieważ właściwości mechaniczne materiałów polimerowych w dużym stopniu zależą od temperatury, więc

znajomość rozkładu temperatury w objętości elementów maszyn, wykonanych z tych materiałów, pracujących ślizgowo umożliwi dokładniejsze obliczenia wytrzymałościowe oraz trwałościowe tych elementów.

10.3. Kierunki dalszych badań

Przedstawiona analiza procesów tribologicznych zachodzących podczas współpracy materiałów polimerowych ze stalą, na przykładzie kompozytów PTFE, dotyczyła kilku istotnych problemów związanych z tarcieniem i zużywaniem tych materiałów. Wyjaśniła ona między innymi sposób generowania ciepła tarcia oraz mechanizm tarcia i zużywania kompozytów PTFE zawierających wypełniacze dyspersyjne. Nie wyczerpuje ona jednak w pełni poruszonej problematyki badawczej w tym zakresie. Prowadzone w przyszłości badania powinny potwierdzić zaobserwowane zjawisko znacznego odsunięcia obszaru temperatury maksymalnej od powierzchni ślizgowej również dla innych materiałów polimerowych.

Interesującym problemem jest wpływ chropowatości powierzchni elementu metalowego na przebieg procesu tarcia i zużywania materiałów polimerowych oraz na dysypację energii w postaci ciepła. Prace badawcze prowadzone w tym zakresie powinny szerzej wyjaśnić wpływ oddziaływań adhezyjnych pomiędzy współpracującymi powierzchniami podczas tarcia materiału polimerowego po gładkiej powierzchni metalu ($R_{3z} < 0,5 \mu\text{m}$) oraz proces przenoszenia materiału polimerowego.

Zdaniem autora podjęcie tej problematyki w przyszłych pracach badawczych stanowiłoby dalsze uzupełnienie wiedzy dotyczącej procesów tribologicznych zachodzących podczas tarcia tworzyw sztucznych po materiałach metalowych.

Dziękuję Panu prof. dr inż. Kazimierzowi Ziemiańskiemu za wprowadzenie mnie w problematykę badawczą związaną z tribologią polimerów.

Składam również bardzo serdeczne podziękowania Panu prof. dr inż. Zbigniewowi Lawrowskiemu za okazaną pomoc, dyskusję oraz szczególnie wnikliwe uwagi dotyczące redagowania pracy.

Szczególne podziękowania składam Kolegom z Instytutu Konstrukcji i Eksploatacji Maszyn za wszechstronną pomoc, a zwłaszcza Panu dr inż. Dymitrowi Capanidisowi – Kierownikowi Zakładu PKMiT za wiele cennych uwag i stworzenie warunków do realizacji pracy.

Wojciech Wieleba

Literatura

- [1] Abdel-Aal H.A., *On a method to deduce friction-induced temperatures from thermal strain measurements in the dry sliding of metallic pairs*. International Comm. in Heat and Mass Transfer, 1998, Vol. 25, No. 5, 609–618.
- [2] Abdel-Aal H.A., *On the bulk temperatures of dry rubbing metallic solid pairs*. International Comm. in Heat and Mass Transfer, 1999, Vol. 26, No. 4, 587–596.
- [3] Bahadur , *The development of transfer layers and their role in polymer tribology*. Wear, 2000, Vol. 245, 92–99.
- [4] Barquins M., *Friction and wear of rubber-like materials*. Wear, 1993, Vol. 160, 1–11.
- [5] Belyj V.A., Sviridenok A.I., Petrokovec M.I., Savkin V.G., *Trenie polimerov*. Moskva, Izd. Nauka, 1972.
- [6] Bhushan B., Wilcock D.F., *Wear behaviour of polymeric compositions in dry reciprocating sliding*, Wear, 1982, Vol. 75, 41–53.
- [7] Bijwe J., Logani C.M., Tewari U.S. , *Influence of fillers and fibre reinforcement on abrasive wear resistance of some polymeric composites*. Wear, 1990, Vol. 138, 77–92.
- [8] Bogdanovič P.N., *Zakonomernosti protekanija teplovyh processov pri frikcionnom nagraženii polimerov*. Trenie i iznos, 1995, t.16, No. 3, 466–472.
- [9] Briscoe B.J., Chateauminois A., *Generation of compacted polymer third bodies within fretting contacts*. Proc. of 2nd World Tribology Congress, Vienna, 2001, CD-ROM, ISBN 3–901657–09–6.
- [10] Bunn C.W., Cobbold A.J., Palmer R.P., *The fine structure of polytetrafluoroethylene*. Journal of Polymer Science, 1958, Vol. 27, 365–376.
- [11] Cadman P., Gossedge G.M., *The chemical nature of metal-polytetrafluoroethylene tribological interactions as studied by X-ray photoelectron spectroscopy*. Wear, 1979, Vol. 54, 211.
- [12] Capanidis D., Wieleba W., Ziemiański K., *Tribological investigation of a new multicomponent slide composites on the basis of PTFE*. Proc. of INTERTRIBO '93, Bratislava, 1993, 82–87.
- [13] Capanidis D., Wieleba W., Ziemiański K., *Zastosowanie tworzyw termoplastycznych w budowie węzłów ślizgowych*. Prace Naukowe IKiEM PWr Nr 78, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 1995, 87–96.
- [14] Caroli C., Nozières Ph., *Hysteresis and elastic interactions of microasperities in dry friction*. The European Physical Journal B, 1998, No. 4, 233–246.
- [15] Chantrenne P., Raynaud M., *A microscopic thermal model for dry sliding contact*. International Journal of Heat and Mass Transfer, 1997, Vol. 40, No. 5, 1083–1094.

- [16] Chichinadze A.V., *Processes in heat dynamics and modelling of friction and wear (dry and boundary friction)*. Tribology International, 1995, Vol. 28, No. 1, 55–58.
- [17] Cichosz P., Krawiec St., Kuzinowski M., Żebrowski H., *Wpływ zużycia czopa i panewki na chropowatość eksploatacyjnej warstwy wierzchniej*. Międzynarodowe Sympozjum – Inżynieria Powierzchni '99, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 1999, 71–82.
- [18] Ciliberto, Laroche C., *Energy dissipation in solid friction*. The European Physical Journal B, 1999, No. 9, 551–558.
- [19] Czichos H., *Influence of adhesive and abrasive mechanisms on the tribological behaviour of thermoplastic polymers*. Wear, 1983, Vol. 88, 27–43.
- [20] Demkin N.B., *Teoria kontakta realnych powierzchni i tribologia*. Trenie i iznos, 1995, t. 16, No. 6, 1003–1025.
- [21] Duszyński G., *Wpływ twardości i chropowatości przeciwpróbki na tarcie modyfikowanego Tarflenu*. Trybologia, 1987, Nr 1, 15–17.
- [22] Evdokimov J.A., Kolesnikov V.I., *Rol elektrizacji w mechanizmie przenosa produktów iznaśiwania w systemach polimer-metall*. Trenie i iznos, 1993, t. 14, No. 2, 389–397.
- [23] Evtušenko A.A., Ivanik E.G., *Opređenje kontaktnoj temperatury mikrovystupov šerechovatych poverchnostej v uslovjach smešannogo trenija*. Trenie i iznos, 1995, t. 16, No. 5, 836–846.
- [24] Friedrich K., Flöck J., Váradi K., Néder Z., *Numerical and finite element contact and thermal analysis of real composite-steel surface in sliding contact*. Wear, 1999, Vol. 225–229, 268–379.
- [25] Friedrich K., Walter R., *Microstructure and tribological properties of short fiber-thermoplastic composites*. Proc. of a Conference “Tribology of Composite Materials”, Oak Ridge (USA), 1990, 217–226.
- [26] Gong D., Zhang B., Xue Q.J., Wang H.L., *Effect of tribochemical reaction of polytetrafluoroethylene transferred film with substrates on its wear behaviour*. Wear, 1990, Vol. 137, 267.
- [27] Gong D., Zhang B., Xue Q.J., Wang H.L., *Investigation of adhesion of filled polytetrafluoroethylene by ESCA, AES and XRD*. Wear, 1990, Vol. 137, 25–39.
- [28] Gong D., Xue Q.J., Wang H.L., *Physical models of adhesive wear of polytetrafluoroethylene*. Proc. of the Japan International Tribology Conference, Nagoya, 1990, 959–964.
- [29] Grosch K.A., *The relation between the friction and visco-elastic properties of rubber*. Proceeding of The Royal Society, 1963, A, Vol. 274, 21
- [30] Guha D., Roy Chowdhur K., *The effect of surface roughness on temperature at contact between sliding bodies*. Wear, 1996, Vol. 197, 63–73.
- [31] Haiser H., Hass W., *Bedeutung der Gegenlauffläche für die Dichtfunktion von PTFE-Radialdichtungen*. III Hamburger Dichtungstechnisches Kolloquium – Dynamische Dichtungen, Technische Universität Hamburg – Hamburg, 2000.
- [32] Hebda M., Wachal A., *Trybologia*, Warszawa, WNT, 1980.
- [33] Houwink R., Salomon G., *Adhesion and adhesives*. Elsevier, Amsterdam, 1965.

- [34] Jackowski R.A., Wagner J.B., *Unitized bonded PTFE wafer radial lip seal*. SAE Paper 880302, 1988, 75–86.
- [35] Jintang G. *Tribochemical effects in formation of polymer transfer film*. Wear, 2000, Vol. 245, 100–106
- [36] Jisheng E., Gawne D.T., *Tribological performance of bronze-filled PTFE facings for machine tool slideways*. Wear, 1994, Vol. 176, 195–205.
- [37] Kaleta J., *Doświadczalne podstawy formułowania energetycznych hipotez zmęczenia*. Prace Naukowe IMiMT PW, Nr 59, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 1998.
- [38] Kapoor A., Williams J.A., Johnson K.L., *The steady state sliding of rough surfaces*. Wear, 1994, Vol. 175, 81–92.
- [39] Kar M.K., Bahadur , *The wear equation for unfilled and filled polyoxymethylene*. Wear, 1974, Vol. 30, 337–348.
- [40] *Konstrukcyjne tworzywa sztuczne. Materiały, właściwości, zastosowania*. Materiały firmy Quadrant EPP Kaprolan Sp. z o.o., Poznań, 2001.
- [41] Kovalenko E.V., Evtušenko A.A., *Iznos podšipnika skol'ženija s učetom teplovydelenija ot trenija*. Trenie i iznos, 1993, t.14, No. 2, 259–269.
- [42] Kowalski M., Szymkowski J., Żebrowski H., *Pomiar i analiza chropowatości powierzchni 2D i 3D z zastosowaniem profilografometru Form Talysurf 120L z unowocześnionym oprogramowaniem*. IX Konferencja – Metrologia w technice wytwarzania maszyn, Częstochowa, 2001, 251–260.
- [43] Krysov V., Orlov A.L., *O wzaimosvazi volnovych svojstv tel i kinematičeskoj zavisimosti sil trenia*. Trenie i iznos, 1991, t. 12, No. 4, 610.
- [44] Kuzinovski M., Stamboliska Z., Cichosz P., *An overview of the state of the researches areas of the machined surfaces microstereometry*. Międzynarodowe Sympozjum – Inżynieria Powierzchni '99, Prace Naukowe ITMiA Politechniki Wrocławskiej, Wrocław , 1999, Nr 74, 101–108
- [45] Lafaye , Gauthier C., Schirrer R., *Apparent and true friction coefficients in viscoelastic polymer*. Proc. of 2nd World Tribology Congress, Vienna, 2001, CD-ROM, ISBN 3–901657-09–6
- [46] Laraqi N., *Phénomène de constriction thermique dans les contacts glissants*. International Journal of Heat and Mass Transfer, 1996, Vol. 39, No. 17, 3717–3724.
- [47] Lawrowski Z., *Tribologia. Tarcie, zużywanie, smarowanie*. Warszawa, PWN, 1993.
- [48] Lee K.S., Chen Y.M., Dally J.W., *A study of transitional friction behaviour at scaled micro contacts*. Wear, 1994, Vol. 172, 99–105.
- [49] Liu Wang Q., *A three-dimensional thermomechanical model of contact between non-conforming rough surfaces*. ASME Journal of Tribology, 2001, Vol. 123, 17–26.
- [50] Ludema K.C., *Mechanism-based modeling of friction and wear*. Wear, 1996, Vol. 200, 1–7.
- [51] Łączyński B. *Niemetalowe elementy maszyn*. Warszawa, WNT, 1988.
- [52] Łączyński B., *Tworzywa wielkocząsteczkowe. Rodzaje i własności*. Warszawa, WNT, 1982.

- [53] Mańczak K., *Technika planowania eksperymentu*. Warszawa, WNT, 1976.
- [54] Maškov J.K., Gadieva L.M. i in., *Povyšenie iznosostojkosti napolnenogo politetrafluoretylena putem optimizacii sodieržanija nopolnitelej*. *Trenie i iznos*, 1988, t. 9, 606.
- [55] McCrum N.G., *An internal friction study of polytetrafluoroethylene*. *Journal of Polymer Science*, 1959, Vol. 34, 355–369.
- [56] McDonald J., *Surface characterization of PTFE-based film formed during sliding wear*. Proceedings of 2nd World Tribology Congress, Vienna, 2001. CD-ROM, ISBN 3–901657-09–6
- [57] Mens J.W.M., de Gee, A.W.J., *Friction and wear behaviour of 18 polymers in contact with steel in environment of air and water*. *Wear*, 1991, Vol. 149, 255–268.
- [58] Meozzi M., *A simple coefficient for wear assessment*. *Wear*, 1995, Vol. 189, 77–85.
- [59] Meškov V.V., Lipskij L.A., Cvetkov V.I., Vinogradova E.V., *O temperature poverchnostnyh sloev polimernogo tela pri vysokoskorostnom skol'ženii po svežej poverchnosti*. *Trenie i iznos*, 1990, t. 11, No. 2, 222–226.
- [60] Mourik J.A., *Introduction to bearing design with "Teflon" resins*. *The Journal of Teflon, Du Point*, No. 102 D, 3–5.
- [61] Nikol'skij A.V., Kozakov, A.T., Kravčenko V.N., *Dinamika izmenenija chimičeskogo so stojanija poverchnostej trenija metallopolimernogo soprjaženija v processe frikcionno go vzaimodejstvija*. *Trenie i iznos*, 1988, t. 9, No. 5, 860.
- [62] Nowak M., *Wytrzymałość tworzyw sztucznych*. Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 1987.
- [63] Nowicki B., *Struktura geometryczna. Chropowatość i falistość powierzchni*. Warszawa, WNT, 1991.
- [64] Nowicki B., *Wieloparametrowa ocena chropowatości powierzchni*. *Zagadnienia Eksploatacji Maszyn*, 1981, Z. 2 (46), 69–89.
- [65] O'Rourke J.T., *PV and wear data for bearings of "Teflon" resins*. *The Journal of Teflon, Du Point*, No. 102 D, 6–9.
- [66] Panszin J.A., Małkiewicz G., Dunajewska C.S., *Tworzywa fluorowe*. Warszawa, WNT, 1982.
- [67] Persson B.N.J., *On the theory of rubber friction*. *Surface Science Reports*, 1998, Vol. 401, 445–454.
- [68] Persson B.N.J., *Sliding friction*. *Surface Science Reports*, 1999, No. 3, 83–119.
- [69] Piekoszewski W., Szczerek M., Wiśniewski M., *Charakterystyki tribologiczne chropowatości powierzchni elementów maszyn*. *Zagadnienia Eksploatacji Maszyn*, 2000, Zeszyt 3(123), 43–67.
- [70] Piekoszewski W., Szczerek M., Wiśniewski M., *Warstwa wierzchnia elementów trących*. *Tribologia i tribotechnika – praca zbiorowa*, Wydawnictwo Instytutu Technologii Eksploatacji, Radom, 2000, 103–122.
- [71] Piljavskij V.S., *Lokalizacija teplovyh istočnikov pri vnešnem trenii metallov*. *Trenie i iznos*, 1991, t. 12, No. 2, 232–237.
- [72] Pleskachevsky Yu., M., Smurugov V.A., *Thermal fluctuation at PTFE friction and transfer*. *Wear*, 1997, Vol. 209, 123–127.

- [73] Polak A. *The mechanism of transfer film formation on metal surface*. Proc. of the International Conference – Problems of Non-Conventional Bearing Systems NCBS '99, Zielona Góra, 1999, 241–245.
- [74] Polak A., *Wpływ energii powierzchniowej polimeru na zużycie podczas przenoszenia materiału w parze tribologicznej polimer-stal w obecności twardych cząstek ściernych*. Zagadnienia Eksploatacji Maszyn, 2000, Vol. 123, Z. 3, 69–79.
- [75] Polański Z., *Planowanie doświadczeń w technice*, Warszawa, PWN, 1984.
- [76] Pytko S., *Podstawy tribologii i techniki smarowniczej*. Wydawnictwo AGH, Kraków, 1989.
- [77] Pytko S., Legierski Z., *Poliwarstwy Ni/Al₂O₃ współpracujące przy tarciu ślizgowym z PTFE*. Materiały VII Seminarium – Tworzywa sztuczne w budowie maszyn, Kraków, 1994, 303–312.
- [78] Pytko S., Lewitowicz J., *Zagadnienia tarcia i zużywania*. Praca zbiorowa, Wybrane problemy tribologii, Warszawa, PWN, 1990, 25–38.
- [79] Pytko S., Szczerek M., *Analiza morfologiczna eksperymentalnych badań tribologicznych*. Tribologia, 1997, Nr 5–6, 454–469.
- [80] Pytko S., Szlęzak F., *Możliwość wykorzystania policzterofluoroetyleny (Tarflenu) na łożyska ślizgowe*. Prace Naukowe IKiEM PW, Wrocław, 1974, Z. 29, Nr 3, 181–192.
- [81] Roebben G., Donzel L., Stehen M., Scaller R., Van der Biest O., *Fatigue resistant silicon nitride ceramics due anelastic deformation and energy dissipation*. Journal of Alloys and Compounds, 2000, Vol. 310, 39–43.
- [82] Rogowiec Z., *Wpływ proszku brązu B10 jako wypełniacza w krajowym PTFE na charakterystyki tribologiczne kompozycji*. Praca doktorska, IKiEM, Politechnika Wrocławska., Wrocław 1980.
- [83] Rymuza Z., *Trybologia polimerów ślizgowych*. Warszawa, WNT, 1986.
- [84] Rymuza Z., *Prognozowanie zużycia polimerów*. Tribologia, 1987, Nr 4–5, 14.
- [85] Rymuza Z., *Zużycie tarciove polimeru a jego własności fizyczne*. Materiały VI Seminarium – Tworzywa sztuczne w budowie maszyn, Kraków, 1991, 185–193.
- [86] Rymuza Z., *Energy concept of the coefficient of friction*. Wear, 1996, Vol. 199, 187–196.
- [87] Rymuza Z., Kusznierevich Z., Solarzski T., Kwacz M., Chizhik A., Goldade A.V., *Static friction and adhesion in polymer-polymer microbearings*. Wear, 2000, Vol. 238, 56–69.
- [88] Sadowski J. Służalec A., *O prawie tarcia i zużycia ciał stałych*. Zagadnienia Eksploatacji Maszyn, 1979, Nr 37, Z. 1, 25–29.
- [89] Sadowski J. Służalec A., *Procesy cieplne w styku ciał o powierzchniach kontaktowych chropowatych*. Zagadnienia Eksploatacji Maszyn, 1979, Nr 38, Z. 2, 223–229.
- [90] Sadowski J., *Cieplno-mechaniczne podstawy zużywania utleniającego towarzyszącego tarcia zewnętrznemu metali*. Wydawnictwo WSI Radom, Radom, 1984.
- [91] Sadowski J., Sarnowicz L., *Energetyczna metoda oceny „temperatury błysku”*. Tribologia, 1995, R. 26, Nr 5, 485–491.
- [92] Sadowski J., *Termodynamiczne aspekty procesów tribologicznych*. Zakład Poligraficzny Politechniki Radomskiej, Radom, 1997.
- [93] Sadowski J., *Termodynamiczna interpretacja tarcia i zużywania*. Zakład Poligraficzny Politechniki Radomskiej, Radom, 1999.

- [94] Sadowski J., Sarnowicz L., *Kalorimetrische Untersuchungen zur Blitztemperatur*. Tribologie + Schmierungstechnik, 2001, Vol. 48, No. 1, 49–54.
- [95] Schallamach A., *How does rubber slide?*. Wear, 1971, Vol. 17, 301–312.
- [96] Schelling A., Kausch H.H., *The influence of long term reciprocating dry friction on the wear behavior of short fibre reinforced composite materials*. Proc. of a Conference Tribology of Composite Materials”, Oak Ridge (USA), 1990, 227–238.
- [97] Senatrev A.N., Birban V.V., Nevzorov V.V., Savkin V.G., *Osobennosti processa iznašivaniya PTFE i kompozita na ego osnove*. Trenie i iznos, 1989, t. 10, No. 4, 604.
- [98] Senatrev A.N., Smurugov V.A., Birban V.V., Savkin V.G., *O načalnyh stadijakh trenia i perenosa PTFE*. Trenie i iznos, 1993, t. 14, No. 5, 865–869.
- [99] Senatrev A.N., Smurugov V.A., Savkin V.G., *K mehanizmu frikcionnogo perenosa i samosmazivanja PTFE*. Trenie i iznos, 1991, t. 12, No. 6, 1023–1027.
- [100] Shapiro A.M., *Self-induced oscillation of friction process parameters*, Wear, 2000, 223–230.
- [101] Shpenkov G.P., *Friction surface phenomena*. Elsevier, Amsterdam, 1995.
- [102] Smurugov V.A., Biran V.V., Kupčinov A.B., Savkin V.G., *Frikcionnyj perenos polimerov i ego svjaz' s molekularnymi processami v zone kontakta*. Trenie i iznos, 1990, t. 11, No. 3, 521–524.
- [103] Spector A.A., *New research methods of frictional contact interaction of moving elastic bodies*. Proc. of the Japan International Tribology Conference, Nagoya, 1990, 1243–1246.
- [104] Sridhar, Prasad, N.S., Seetharamu K.N., *Estimation of temperature in rubber-like materials using non-linear finite element analysis based on strain history*. Finite Elements in Analysis and Design, 1998, Vol. 1, 85–98.
- [105] Stolarski T.A., *Wear of water-lubricated composite materials*. Wear, 1980, Vol. 58, 103–108.
- [106] Stolarski T.A., *Analysis of resistance to motion in a sliding contact*. Wear, 1994, Vol. 171, 203–209.
- [107] Strömberg N., Johansson L., Klarbring A., *Derivation and analysis of generalized standard model for contact, friction and wear*. International Journal of Solid and Structures, 1996, Vol. 33, No. 13, 1817–1836.
- [108] Sui H., Pohl H., Oppermann A., Schomburg U., *Material and computational analysis of PTFE seals*. SAE Paper 951055, 1995, 1–6.
- [109] Sui H., Pohl H., Schomburg U., Upper G. Heine, *Wear and friction of PTFE seals*. Wear, 1999, Vol. 224, 175–182.
- [110] Surikov V.I., Kropotin O.V., Šabalin V.P., *Osobennosti a-relaksacionnogo perechoda v politetraforétilena*. Vest Omsk. Univers, Omsk, 1997, No. 2, 24–27.
- [111] Sviridenok A.I., Možis D., Barken M., Smurugov V.A., *O nizkočastotnyh kolebaniach pri trenii polimerov i rasslaivanii adgezionnyh soediniej*. Trenie i iznos, 1991, T. 12, No. 5, 795.
- [112] Špenkov G.P., *Fizikochimija trenija*. Izd. BGU, Minsk, 1978.
- [113] Tanaka K., Miyata T. *Studies of the friction and transfer of semicrystalline polymers*, Wear, 1977, Vol. 41, 383–398.

- [114] Tanaka K., *Some interesting problems that remain unsolved in my work on polymer tribology*. Tribology International, 1995, Vol. 28, No. 1, 19–22.
- [115] *Tarflen – Otrzymywanie i właściwości*, Materiały reklamowe Zakładów Azotowych SA w Tarnowie.
- [116] Tevrüz T., *Tribological behaviours of carbon filled polytetrafluoroethylene (PTFE) dry journal bearings*. Wear, 1998, Vol. 221, 61–68.
- [117] Tevrüz T., *Tribological behaviours of bronze filled polytetrafluoroethylene (PTFE) dry journal bearings*. Wear, 1999, Vol. 230, 61–69.
- [118] Tsuchida Y., *Theory of frictional force*, Proc. of the Japan International Tribology Conference, Nagoya, 1990, 1219–1224.
- [119] Varley D.J., Waterhouse R.B., *Fretting of bronze-filled PTFE against mild steel*. Proc. of the Japan International Tribology Conference, Nagoya, 1990, 821–825.
- [120] Vick B., Furey M.J., *Visualisation of temperatures in sliding contact*. Proceedings of 2nd World Tribology Congress, Vienna, 2001, 325–328.
- [121] Vick B., Furey M.J., Iskandar K., *Theoretical surface temperatures generated from sliding contact of pure metallic elements*. Tribology International, 2000, Vol. 33, 265–271.
- [122] Vijayan K., Biswas K., *Wear of polytetrafluoroethylene: some crystallographic observations*. Wear, 1991, Vol. 150, 267–273.
- [123] Viswanath N., Bellow D.G., *Development of an equation for the wear of polymers*. Wear, 1995, Vol. 181–183, 42–49.
- [124] Wang Y., Su Y.T., *An investigation on machinability of different materials by hydrodynamic polishing process*. Wear, 1997, Vol. 211, 185–191.
- [125] Ward J.M., *Mechaniczne własności polimerów jako tworzyw konstrukcyjnych*. Warszawa, PWN, 1975.
- [126] Watanabe M., *Wear mechanism of PTFE composites in aqueous environment*. Proc. of the Japan International Tribology Conference, Nagoya, 1990, 983–988.
- [127] Wieczorkowski M., Cellary A., Chajda J., *Metody oceny topografii powierzchni w świetle zamierzeń normalizacyjnych*. Materiały VII Konferencji Naukowo-Techniczna – Metrologia w technikach wytwarzania, Kielce, 1997, s. 9–16
- [128] Wieleba W., *Planowanie eksperymentu oraz opracowanie wyników doświadczeń w badaniach własności ślizgowych tworzyw sztucznych*. Materiały Międzynarodowej Konferencji Naukowej MASAD'88, Politechnika Wrocławska Wrocław, 1989, 414–417.
- [129] Wieleba W., Ziemiański K., *Modyfikacja Tarflenu włóknem szklanym i węglowym i jej wpływ na właściwości tribologiczne kompozytu*. Materiały IX Konferencji – Modyfikacja Polimerów, Duszniki Zdrój, 1993, 88–92.
- [130] Wieleba W., *Tarcie i zużycie wieloskładnikowych kompozytów polimerowych na osnowie policzterofluoroetyleny (PTFE)*. Materiały VII Seminarium – Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn, Kraków, 1994, 411–415.
- [131] Wieleba W., Ziemiański K., *Tribologiczne aspekty wykorzystania wieloskładnikowych kompozytów polimerowych na osnowie PTFE*, Zeszyty Naukowe Politechniki Krakowskiej, VII Seminarium – Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn, Kraków, 1994, 417–422.

- [132] Wieleba W., Ziemiański K., *Wpływ napelniaczy na tribologiczne właściwości wieloskładnikowych kompozytów na osnowie PTFE*. Tribologia, 1995, R.26, Nr 25, 554.
- [133] Wieleba W., *Badania zmian struktury warstwy wierzchniej kompozytów PTFE współpracujących ze stala w warunkach tarcia technicznie suchego*. Materiały Konferencji Naukowo-Technicznej – Postęp w Przetwórstwie Tworzyw Termoplastycznych, Częstochowa, 1995, 129–139.
- [134] Wieleba W., Ziemiański K., *Badania porównawcze wpływu brzoźów cynowych o różnej granulacji na właściwości tribologiczne kompozytów PTFE*. Materiały Konferencji Naukowo-Technicznej – Postęp w Przetwórstwie Tworzyw Termoplastycznych, Częstochowa, 1995, 121–128.
- [135] Wieleba W., Capanidis D., Ziemiański K., *Polimerowe łożyska z tworzyw termoplastycznych. Cz.1. Materiały ślizgowe*. Tribologia, 1995, Nr 6, wkładka – Poradnik tribologii i tribotechniki.
- [136] Wieleba W., *Wpływ smarowania olejem na właściwości tribologiczne kompozytów PTFE*. Materiały VIII Seminarium – Tworzywa sztuczne w budowie maszyn, Kraków, 1997, 521–528.
- [137] Wieleba W., *Wpływ stanu powierzchni na właściwości tribologiczne kompozytów PTFE*. Materiały IX Seminarium – Tworzywa sztuczne w budowie maszyn, Kraków, 2000, 359–362.
- [138] Wieleba W., Capanidis D., Ziemiański K., *Stanowisko do badań tribologicznych materiałów stosowanych na uszczelnienia wałów obrotowych*. Materiały polimerowe i ich przetwórstwo – praca zbiorowa, Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa, 2000, 295–303.
- [139] Wieleba W., *Tarcie i zużycie wybranych kompozytów PTFE stosowanych w nowoczesnych uszczelnieniach wargowych.*: Materiały IX Międzynarodowej Konferencji – Uszczelnienia i technika uszczelniania maszyn i urządzeń, Wrocław–Polanica Zdrój, 2001, 147–156.
- [140] Wieleba W., *Temperatura tarcia w kompozytach PTFE współpracujących ze stalą*. Zagadnienia Eksploatacji Maszyn, 2001, Nr 3, 283–291.
- [141] Wieleba W., *The statistical correlation of coefficient of friction and wear rate of PTFE composites with steel counterface roughness and hardness*. Wear, 2002, Vol. 252, 719–729.
- [142] Wilczyński A.P., *Mechanika polimerów w praktyce konstrukcyjnej*. Warszawa, WNT, 1984.
- [143] Yan F., Wang W., Xue Q., Wie L., *The correlation of wear behaviors and microstructures of graphite-PTFE composites studied by positron annihilation*. Journal of Applied Polymer Science, 1996, Vol. 61, Issue 7, 1231–1236.
- [144] Yan F., Xue Q., Yang , *Debris formation process of PTFE and its composites*. Journal of Applied Polymer Science, 1996, Vol. 61, Issue 7, 1223–1229.
- [145] Yang E.L., Hirvonen J.P., Toivanen R.O., *Effect of temperature on the transfer film formation in sliding contact of PTFE with stainless steel*. Wear, 1991, Vol. 146, 367.
- [146] Yevtushenko A.A., Ivanyk E.G., Ukhanska O.M., *Transient temperature of local moving areas of sliding contact*. Tribology International, 1997, Vol. 30, No. 3, 209–214.

- [147] Zhang W., *State-of-the-art of polymer tribology*. Tribology International, 1998, Vol. 31, No. 1–3, 49–60.
- [148] Zhang X.H., Liu J.J., Zhu B.L., Zhang X.S., Liu H., *The wear model of soft plating layers and calculation of wear life and frictional coefficient*. Proc. of the Japan Internat. Tribology Conference, Nagoya, 1990, 1201–1206.
- [149] Zhang Z.Z., Shen W.C., Liu W., M., Xue Q.J., Li T.S., *Tribological properties of polytetrafluoroethylene-based composite in different lubricant media*. Wear, 1996, Vol. 196, 164–170.
- [150] Zhang Z.Z., Xue Q.J., Liu W.M., Shen W.C., *Friction and wear properties of metal powder filled PTFE composites under oil lubricated conditions*. Wear, 1997, Vol. 210, 151–156.
- [151] Ziemiański K., *Zastosowanie tworzyw sztucznych w budowie maszyn*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 1995.
- [152] Ziemiański K., Capanidis D., Wieleba W., *Tribologic investigation of PTFE composites sliding against steel*. Journal of Polymer Engineering, 1993. Vol. 12, No. 3, 239–255.
- [153] Ziemiański K., Capanidis D., Wieleba W., *Physical modification of PTFE with glass fibre, carbon fibre and graphite and its influence on tribologic properties of the composite*. Appl. Mech. Eng., 1999, Vol. 4, 251–257.
- [154] Żuchowska D., *Polimery konstrukcyjne*, Warszawa, WNT, 2000.

The Analysis of Tribological Processes Proceeding in PTFE Composites Sliding Against Steel

The analysis of the energy dissipation process in the form of friction heat has been presented. It was observed, that the participation of heat in friction work depends on the surface roughness of the steel counterface. The friction heat is generated not only in the contact zone of rubbing materials but also in the bulk of polymer materials sliding against steel. Significant gradients of temperatures in polymer material were caused by low thermal conductivity of these materials. The results showed that the maximum temperature occurs at a certain distance under the nominal surface of contact, i.e. in the subsurface region of polymer composites. The main reason of this phenomenon is the dissipation of energy, in the form of heat, owing to the internal friction and the variation of plastic stress and strain in the bulk of polymer materials. The vibrations of stress and strain are caused by shape deviations, waviness and roughness of the surface of the steel counterface. Also, the variation of friction force during the sliding process caused the vibration of stress and strain. The internal friction in PTFE composites was investigated and the role of this phenomenon in the process of heat generation was determined. The results were used for analysis of the heat generation process in the lip seal. The solution was obtained with the help of numeric methods (finite element method).

The effect of surface roughness and hardness of the steel counterface on tribological properties of PTFE composites was described. Also, the effect of motion parameters (i.e. sliding velocity v , contact pressure p and environment (air) temperature T_o) on the coefficient of friction and specific wear rate of PTFE composite sliding against steel was presented. The ranges of parameters of the sliding process (surface roughness of steel counterface R_{3z} , contact pressure p , sliding velocity v) for which PTFE composites sliding against steel show the best tribological properties has been also presented.

Verification Marzena Łuczkiwicz

Spis treści

1. Wprowadzenie	6
1.1. Charakterystyczne właściwości PTFE i jego kompozytów	7
2. Problematyka tarcia i zużycia materiałów polimerowych w literaturze	9
2.1. Podstawowe teorie tarcia i zużycia	9
2.1.1. Prognozowanie współczynnika tarcia	10
2.1.2. Prognozowanie zużycia tribologicznego	12
2.2. Procesy zachodzące podczas ślizgowej współpracy materiałów polimerowych z metalami	15
2.2.1. Oddziaływania mechaniczno-adhezyjne	15
2.2.2. Tworzenie warstwy przeniesionego materiału polimerowego	17
2.3. Rola stanu powierzchni warstwy wierzchniej w procesach tribologicznych	20
2.4. Zagadnienie tarcia wewnętrznego i tłumienie drgań	24
2.5. Ciepło jako efekt procesu tarcia	26
2.5.1. Bilans energetyczny procesów tribologicznych	26
2.5.2. Temperatura maksymalna na powierzchni ślizgowej	29
2.5.3. Rozkład temperatury w materiałach współpracujących ślizgowo	30
2.6. Wpływ temperatury na właściwości polimerów termoplastycznych	34
2.7. Właściwości tribologiczne PTFE i jego kompozytów. Mechanizm tarcia i zużycia	37
2.7.1. Rola wypełniaczy w procesie tarcia i zużycia kompozytów PTFE	41
2.7.2. Właściwości tribologiczne kompozytów PTFE w obecności cieczy smarujących	48
2.8. Podsumowanie	49
3. Problematyka badawcza. Cel i zakres pracy	50
4. Właściwości tribologiczne kompozytów PTFE podczas współpracy ze stalą	53
4.1. Wprowadzenie	53
4.2. Badania tribologiczne	54
4.2.1. Wybór materiałów do badań tribologicznych	54
4.2.2. Stanowisko badawcze	55
4.2.3. Badanie wpływu chropowatości i twardości stali na właściwości tribologiczne pary ślizgowej kompozyt PTFE–stal	55
4.3. Wpływ parametrów ruchowych na tarcie i zużycie kompozytów PTFE	66
4.3.1. Badania tribologiczne w warunkach tarcia technicznie suchego	66
4.3.2. Badania w warunkach tarcia mieszanego	72
4.4. Uwagi i wnioski z badań tribologicznych	74
5. Ciepło jako efekt procesu tarcia	76
5.1. Wprowadzenie	76
5.2. Metoda pomiaru ciepła tarcia	77
5.3. Badania ciepła tarcia	79
5.4. Ciepło tarcia – źródło informacji o procesach tribologicznych	84

6. Temperatura elementów pary ślizgowej	86
6.1. Pomiar temperatury podczas współpracy kompozytów PTFE ze stałą	86
6.1.1. Pomiary termograficzne temperatury elementów pary ślizgowej	87
6.1.2. Pole temperatury w próbce polimerowej	89
6.1.3. Temperatura powierzchni przeciwelementu stalowego	90
6.1.4. Pole temperatury w elemencie polimerowym podczas jego rozgrzewania i stygnięcia	92
6.1.5. Chropowatość elementu stalowego a temperatura tarcia na powierzchni współpracującego kompozytu PTFE	96
6.1.6. Nacisk jednostkowy a rozkład temperatury podczas współpracy kompozytu PTFE ze stałą	99
6.2. Uwagi i wnioski	101
7. Tarcie wewnętrzne w kompozytach PTFE	103
7.1. Badania wpływu temperatury na tarcie wewnętrzne w PTFE i jego kompozytach	103
7.2. Wpływ tarcia wewnętrznego na przyrost temperatury związanej z generowaniem ciepła w objętości kompozytu PTFE	105
7.2.1. Badania rozkładu temperatury metodą termowizyjną	105
7.2.2. Wyznaczanie ilości energii rozpraszanej w wyniku tarcia wewnętrznego	108
7.3. Rozkład temperatury w pierścieniu uszczelniającym podczas ślizgowej współpracy z wałem	112
7.3.1. Modelowanie rozkładu temperatury w polimerowym pierścieniu uszczelniającym metodą elementów skończonych	112
7.3.2. Pomiar rozkładu temperatury na powierzchni pierścienia uszczelniającego z kompozytu PTFE	113
8. Proces zużywania kompozytów PTFE – badania mikroskopowe powierzchni ślizgowej	117
8.1. Badania mikroskopowe powierzchni ślizgowej kompozytów PTFE	117
8.2. Badania mikroskopowe powierzchni ślizgowej stalowego przeciwelementu	123
9. Mechanizm tarcia i zużywania kompozytów PTFE a ciepło tarcia	126
10. Podsumowanie i wnioski końcowe	131
10.1. Wnioski poznawcze	132
10.2. Wnioski praktyczne	134
10.3. Kierunki dalszych badań	135
Literatura	136

CONTENTS

1. Introduction	6
1.1. Characteristic properties of PTFE and PTFE composites	7
2. Problems of polymer materials' friction and wear in literature	9
2.1. The basic theories of friction and wear	9
2.1.1. Forecasting of the friction coefficient	10
2.1.2. Forecasting of tribological wear	12
2.2. Processes in polymer materials sliding against metals	15
2.2.1. Mechanical and adhesive interactions	15
2.2.2. Polymer transfer film formation	17
2.3. The role of the surface layer state in tribological processes	20
2.4. Problem of internal friction and vibration damping	24
2.5. Heat as the effect of friction process	26
2.5.1. Energy balance of tribological processes	26
2.5.2. The maximal temperature on sliding surface	29
2.5.3. Temperature distribution in sliding materials	30
2.6. The effect of temperature on properties of thermoplastics	34
2.7. Tribological properties of PTFE and composites based on PTFE. Mechanism of friction and wear	37
2.7.1. The role of fillers in friction and wear of PTFE composites	41
2.7.2. Tribological properties of PTFE composites in the presence of lubricant liquids	48
2.8. Summary	49
3. Research problems. Aim and scope of research work	50
4. Tribological properties of PTFE composites sliding against steel	53
4.1. Introduction	53
4.2. Tribological research	54
4.2.1. Selection of materials for tribological research	54
4.2.2. Experimental apparatus	55
4.2.3. Investigation of the effect of surface roughness and hardness of steel on tribological properties of the sliding couple: PTFE composite–steel	55
4.3. The effect of the motion parameters on friction and wear of PTFE composites	66
4.3.1. Tribological research under dry friction conditions	66
4.3.2. Researches in mixed lubrication	72
4.4. Remarks and conclusions	74
5. Heat as the effect of friction process	76
5.1. Introduction	76
5.2. Method of measurement of friction heat	77
5.3. Research on friction heat	79
5.4. Friction heat – the source of information on tribological processes	84

6. Temperature of elements in sliding couple	86
6.1. Temperature measurement during the sliding of PTFE composites against steel	86
6.1.1. Thermovision measurement of temperature of elements in sliding couple	87
6.1.2. Temperature field in polymer specimen	89
6.1.3. Temperature on the surface of steel counterface	90
6.1.4. Temperature field in polymer element during its heating or cooling	92
6.1.5. Roughness of the steel element surface and friction temperature on the surface of PTFE composite sliding against steel	96
6.1.6. Contact pressure and temperature distribution during the sliding of PTFE composite against steel	99
6.2. Remarks and conclusions	101
7. Internal friction in PTFE composites	103
7.1. Research on the effect of temperature on internal friction in PTFE and PTFE composites ..	103
7.2. The effect of internal friction on temperature rise related to the heat generated in the bulk of PTFE composite	105
7.2.1. Research on temperature distribution using the thermovision method	105
7.2.2. The estimation of energy dissipation as a result of internal friction	108
7.3. Temperature distribution in the lip seal sliding against the steel shaft	112
7.3.1. The modeling of temperature distribution in a polymer lip seal using the finite element method	112
7.3.2. The measurement of temperature distribution on the surface of a lip seal made of the PTFE composite	113
8. The wear process of PTFE composites – microscopy examination of sliding surface	117
8.1. Scanning electron microscopy (SEM) examination of the sliding surfaces of PTFE composites	117
8.2. Optical microscopy examination of the surface of steel counterface	123
9. The mechanism of friction and wear of PTFE composites and friction heat	126
10. Conclusions and final remarks	131
10.1. Cognitive conclusions	132
10.2. Utilitarian conclusions	134
10.3. Directions for further research	135
Literature	136