

**Dariusz M. Bieliński\***

## **STRUKTURALNE ASPEKTY TARCIA POLIMERÓW**

### **STRUCTURAL ASPECTS OF POLYMER FRICTION**

#### **Słowa kluczowe:**

polimery, budowa i struktura, właściwości, warstwa wierzchnia, tarcie

#### **Keywords:**

polymers, composition and structure, properties, surface layer, friction

#### **Streszczenie**

Scharakteryzowano budowę chemiczną i strukturę fizyczną polimerów z punktu widzenia ich potencjalnego wpływu na tarcie. Struktura makrocząsteczek, cząsteczkowa budowa polimerów oraz specyfika węzłów sieci przestrzennej decydują o odmiennym, w porównaniu do innych materiałów konstrukcyjnych, zachowaniu się w procesie tarcia. Szczególną uwagę poświęcono warstwie wierzchniej polimerów, która ma odmienną budowę od wnętrza materiału – *gradientowa natura polimerów*. Przedstawiono wyniki badań zjawisk i procesów dotyczących warstwy wierzchniej i spowodowaną tym modyfikację tarcia materiałów polimerowych.

---

\* Instytut Polimerów Politechniki Łódzkiej, ul. Stefanowskiego 12/16, 90-924 Łódź

## WPROWADZENIE

Z uwagi na bardzo dobrą relację wytrzymałości do ciężaru właściwego, polimery stosowane są coraz powszechniej jako materiały konstrukcyjne w budowie maszyn [1]. Rozpatrując ich właściwości w polu obciążeń mechanicznych należy jednak brać pod uwagę różnice w zachowaniu w porównaniu do współpracujących z nimi metali. Wynikają one z odmiennej budowy materiałów, która w odróżnieniu od atomowej struktury metali ma w przypadku polimerów naturę cząsteczkową.

W niniejszej pracy przedyskutowano wpływ budowy i struktury na właściwości a przede wszystkim na tarcie polimerów. Do chwili obecnej zjawisko tarcia rozpatrywano z reguły w uproszczonym ujęciu mechanistycznym [2]. Rozważania molekularnych mechanizmów tarcia spotyka się w literaturze przedmiotu niezmiernie rzadko [3, 4].

## CHARAKTERYSTYKA MATERIAŁU

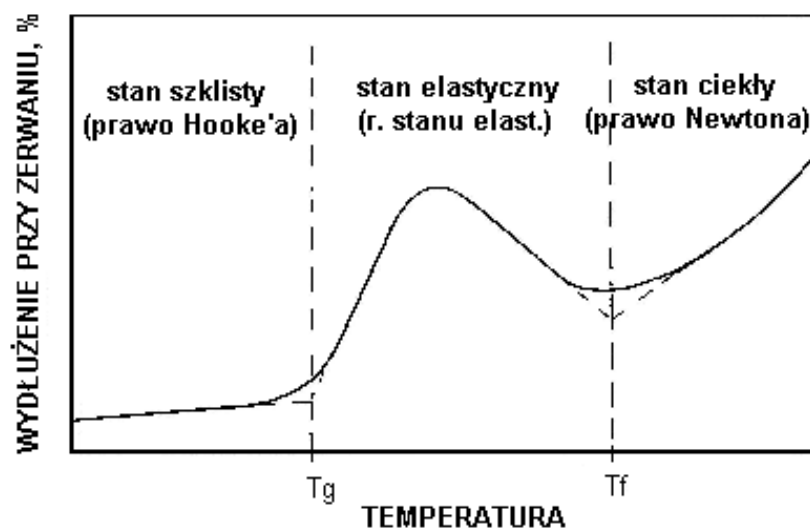
### Budowa cząsteczkowa

Polimery zbudowane są z makrocząsteczek, złożonych z połączonych wiązaniami chemicznymi jednakowych ogniw zwanych merami lub segmentami, posiadających swobodę drgań poprzecznych i rotacji (łańcuch giętki). Ich liczba może wahać się od kilkuset nawet do kilkudziesięciu tysięcy. W zależności od stopnia rozrzutu długości łańcuchów (ciężaru cząsteczkowego polimeru), polimery mogą być mono-, di- lub poldispersyjne, najczęściej o rozkładzie statystycznym Gaussa. Makrocząsteczki posiadają budowę liniową bądź są rozbudowane przestrzennie. Przez oddziaływanie na siebie grup bocznych przyhamowany zostaje obrót ogniw, prowadząc do powstania makrocząsteczek o różnej konformacji, tzn. z różnym rozmieszczeniem ogniw w przestrzeni. Literatura przedmiotu rozróżnia następujące postacie konformacyjne łańcucha: liniową, globularną, rektalną, lamelarną, heliksoidalną i cykliczną. Konsekwencją budowy makrocząsteczkowej jest zróżnicowane zachowanie się polimeru w polu temperatury – Rys. 1.

Poniżej temperatury  $T_g$  – zwanej temperaturą zeszklenia, ogniwa łańcuchów polimeru tracą swobodę rotacji i materiał nabiera cech sprężystego ciała hooke'owskiego. Wraz ze wzrostem temperatury „odblokowana” zostaje możliwość swobodnej rotacji kolejnych

fragmentów makrocząsteczki – materiał przechodzi w stan elastyczny, który można opisać za pomocą modeli reologicznych – Kelvina-Voighta, Maxwella lub ich kombinacji. Po przekroczeniu temperatury  $T_f$ , zwanej temperaturą płynięcia, polimer nabiera cech ciała newtonowskiego tracąc swoje konstrukcyjne znaczenie. Jak z tego wynika, właściwości mechaniczne polimerów silnie zależą od temperatury.

Od atomów budujących szkielet łańcucha zależy odporność cieplna i chemiczna polimeru. Stabilność cieplną można zwiększyć poprzez wbudowanie do łańcucha pierścieni benzenowych (np. poliamid aromatyczny). Znajomość temperatur  $T_g$  i  $T_f$  jest jednym z warunków prawidłowego doboru polimeru do konkretnego zastosowania konstrukcyjnego. Orientacyjne wartości tych temperatur dla wybranych polimerów można znaleźć w pracach innych autorów [5, 6].



Rys. 1 Charakterystyka termomechaniczna polimeru.

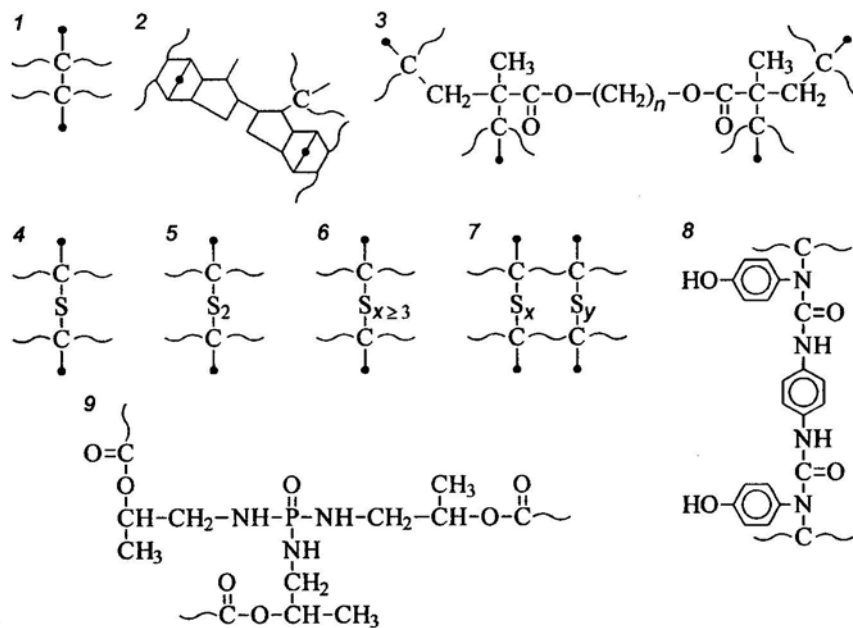
Fig. 1 Thermomechanical characteristics of polymer.

### Sieć przestrzenna

Polimery eksploatowane w zakresie stanu elastycznego z reguły poddaje się usieciowaniu, które polega na wytworzeniu dodatkowych, chemicznych węzłów przestrzennych (splątania o charakterze fizycznym są zawsze obecne w materiale) pomiędzy makrocząsteczkami. Gęstość połączeń poprzecznych, przypadających statystycznie co kilka do kilkuset merów, nosi nazwę gęstości usieciowania. Głównym powodem, dla którego stosuje się sieciowanie jest poprawa i możliwość kontroli

właściwości mechanicznych polimerów (elastomerów). Sieć przestrzenna podlega statystyce przede wszystkim pod względem rozkładu gęstości w matrycy polimeru ale i również długości jej węzłów poprzecznych. Nie ma zatem nic wspólnego z siecią krystaliczną występującą w metalach. Przykłady budowy węzłów sieci przestrzennej w polimerach przedstawia Rys. 2 [6]. Uwagę zwraca nie tylko długość ale i charakter wiązań poprzecznych, który może modyfikować takie właściwości fizyczne polimerów jak:

1. adhezja, przewodnictwo cieplne lub elektryczne (w wyniku zmiany polarności układu),
2. zdolność do akumulacji energii i relaksacji naprężeń (np. poprzez możliwość poślizgu w węzłach sieci o charakterze klasterów).



zespół sieciujący:

1-2 nadtlenek organiczny, 3. nadtlenek + koagent sieciowania, 4-7 siarka z przyspieszaczami, 8. diuretan, 9 tlenek triazyrydylofosfiny

**Rys. 2 Przykłady budowy węzłów sieci polimerowych [6].**

Fig. 2 Examples of structures of polymer network [6].

Sieczenie prowadzi się z reguły na etapie formowania wyrobów. Polimery, których makrocząsteczki ze względu na swoją budowę chemiczną odznaczają się dużą sztywnością łańcucha (obecność dużych podstawników w postaci grup bocznych ogranicza ruchliwość łańcucha

głównego), bądź które przejawiają tendencję do tworzenia międzycząsteczkowych wiązań wodorowych (np. poliamidy), nie wymagają sieciowania. Ich  $T_f$  jest wysoka a materiał nie przejawia cech elastycznych (np. polistyren - PS).

### **Struktura nadcząsteczkowa (krystaliczna)**

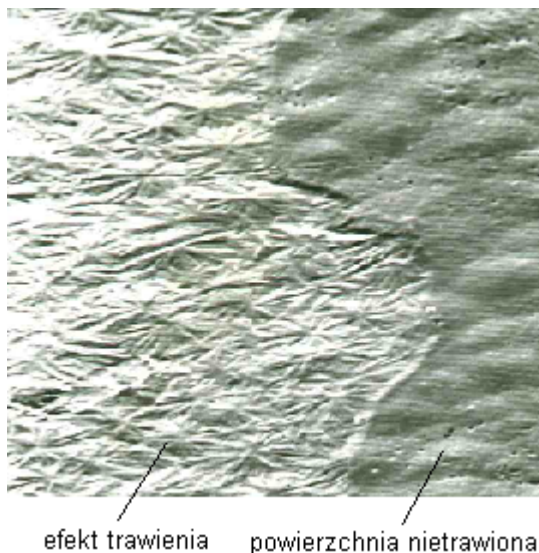
Rozróżnia się wiele sposobów łączenia się merów w cząsteczkę homopolimeru lub grup merów w cząsteczkę ko- lub terpolimeru. W pierwszym przypadku należy uwzględnić położenie podstawnika: głowa-ogon lub głowa-głowa (odwrócenie podstawników względem siebie co drugi). Konfiguracja makročąsteczki uzależniona jest także od przestrzennego rozmieszczenia podstawników względem łańcucha głównego – tzw. taktyczności:

1. konfiguracja ataktyczna – podstawniki rozmieszczone są wzdłuż łańcucha przypadkowo,
2. konfiguracja izotaktyczna – podstawniki znajdują się po tej samej stronie łańcucha, oraz
3. konfiguracja syndiotaktyczna – podstawniki występują regularnie na zmianę po przeciwnych stronach łańcucha.

Symetryczność podstawników (stereoregularność) ułatwia krystalizację, natomiast obecność rozgałęzień w łańcuchu ją obniża. W przypadku ko- i terpolimerów o właściwościach materiału decyduje sposób rozmieszczenia jednostek składowych, który może być:

1. statystyczny – nieregularny (materiał przejawia właściwości elastyczne),
2. naprzemienny – regularny,
3. sekwencyjny lub blokowy, oraz
4. makročąsteczka może mieć budowę szczepioną.

Polimery o stereoregularnej budowie makročąsteczki (izo- lub syndiotaktyczne) oraz kopolimery blokowe o blokach stereoregularnych są zdolne do krystalizacji, która polega na powstawaniu obszarów o bardzo dużej gęstości upakowania łańcuchów (objętość swobodna osiąga minimum). W przypadku elastomerów o zdolności do krystalizacji decyduje diastereoizomeria cis-trans. Podatność do krystalizacji wiąże się ze sztywnością makročąsteczek. Łańcuchy makročąsteczek o zbyt dużej sztywności nie są w stanie ułożyć się regularnie.



**Rys. 3 Morfologia fazy krystalicznej polietylenu - SEM.**

Fig. 3 Morphology of crystalline phase of polyethylene - SEM.

Organizacja nadcząsteczkowa dotyczy tylko części polimeru/kopolimeru (zbyt długie lub zbyt krótkie łańcuchy/sekwencje merów nie biorą w niej udziału) a nie, jak ma to miejsce w przypadku metalu, całej objętości materiału. Zawartość, budowa oraz stopień zdefektowania fazy krystalicznej polimerów zależy m.in. od warunków ich przetwórstwa (temperatura i jej gradient w trakcie chłodzenia, ciśnienie i charakter naprężeń formujących) – Rys. 3.

Morfologię fazy krystalicznej można modyfikować regulując stosunek szybkości jej zarodkowania do szybkości wzrostu, które są funkcją temperatury. W związku ze swą cząsteczkową budową faza krystaliczna polimeru charakteryzuje się rozrzutem wielkości oraz zróżnicowaniem formy krystalitów (najczęściej narastających promieniowo tzw. sferolitów), co w odróżnieniu od polikrystalicznych metali, przejawia się w istnieniu zakresu a nie jednej temperatury topnienia –  $T_m$ , której maksimum występuje z reguły dużo poniżej temperatury płynięcia -  $T_f$ .

## TARCIE POLIMERÓW

W myśl aktualnie obowiązującej teorii Moore'a, siła tarcia jest sumą dwóch składowych: adhezyjnej i histerezyjnej [2]. Bierze ona pod uwagę

wzajemną zależność pomiędzy składowymi, postulując wpływ wielkości adhezji na stopień „rozwinięcia” składowej histerezyjnej w procesie tarcia. Jak należy oczekiwać, tarcie polimerów zależy nie tylko od rodzaju polimeru i wielkości obciążenia, ale również od temperatury i prędkości (szybkości deformacji). Ogólnie rzecz biorąc, współczynnik tarcia polimerów obniża się wraz ze wzrostem obciążenia, co jest przejawem ich elastoplastycznej natury. Pomimo wzrostu adhezji, spowodowanej lepszym kontaktem ciernym, efekt usztywnienia materiału (pod wpływem nacisku ale i wzrostu szybkości deformacji) przeważa, powodując zmianę mechanizmu tarcia ze „stick-slip” [9] na ślizgowy.

### **Właściwości fizyczne mające wpływ na tarcie**

Cząsteczkowa budowa polimerów wyjaśnia ich lepkosprężystą naturę w zakresie elastycznym. Przy bardzo dużych szybkościach deformacji, makrocząsteczki nie są w stanie za nią nadążyć i materiał zachowuje się jak ciało sztywne. Ten sam efekt mechaniczny można zatem osiągnąć albo za pomocą temperatury albo czasu trwania odkształcenia. Równoważność czasowo-temperaturową opisuje równanie Williama-Landy’ego-Ferry’ego, [8]. Bardzo ważną cechą materiału jest jego zdolność do relaksacji naprężeń i odporność na pełzanie. Wraz z obniżeniem temperatury czasy relaksacji ulegają wydłużeniu a polimer trudniej dochodzi do stanu równowagi wewnętrznej. Usieciowanie polimeru poprawia charakterystykę mechaniczną materiału w zakresie stanu elastycznego.

Konsekwencją lepkosprężystej charakterystyki jest zdolność polimeru do magazynowania znacznej energii zewnętrznej, która w przypadku elastomerów może osiągać wartości nawet do 200 razy większe niż dla stali nierdzewnej. Krzywa odciążania nie wraca nigdy po krzywej obciążania, tworząc rozbieżność, której pole (tzw. pole pętli histerezy) jest miarą straty energii, która zamieniając się w ciepło prowadzi do wzrostu temperatury polimeru. Jego wielkość zależy od lepkosprężystej charakterystyki materiału, która jest odpowiedzialna za mechanizm tarcia typu „stick-slip” [9]. Przyrost temperatury może pociągnąć za sobą znaczne zmiany właściwości mechanicznych, biorąc pod uwagę bardzo słabe przewodnictwo cieplne polimerów [7].

W przeciwieństwie do metali, reprezentujących przewodnictwo elektronowe, niektóre polimery (zawierające grupy jonowe) są zdolne do

dużo mniej efektywnego przewodnictwa jonowego. Z reguły jednak na powierzchni węglowodorów gromadzi się w wyniku tarcia ładunek elektrostatyczny, który dodatkowo modyfikuje przebieg procesu [10].

### **Wpływ czynników zewnętrznych**

Elementy wykonane z polimerów narażone są w trakcie pracy na działanie płynów eksploatacyjnych, tlenu, ozonu i podwyższonej temperatury. Ciecze podobne chemicznie do polimeru mogą być przez niego absorbowane, mogą ekstrahować z materiału frakcje małocząsteczkowe, jak również wchodzić w reakcje chemiczne z polimerem. Efektywność procesów silnie zależy od temperatury, czasu kontaktu i powinowactwa chemicznego cieczy do polimeru. Zwykle absorpcja przeważa nad ekstrakcją, czego efektem jest pęcznienie materiału.

W wyniku długotrwałego oddziaływania wysokiej temperatury następuje stopniowa degradacja polimeru, która przejawia się albo mięknięciem (przeważają akty pęknięcia łańcucha) albo usztywnieniem (przeważają akty sieciowania międzycząsteczkowego) materiału. Procesy te noszą ogólną nazwę starzenia cieplnego. Procesy starzenia zachodzą również w wyniku ekspozycji polimerów na działanie tlenu lub ozonu. Materiał się usztywnia a na jego powierzchni generują się liczne mikropęknięcia. O odporności polimeru na starzenie i działanie mediów chemicznych decydują budowa i struktura makrocząsteczki, która może być mniej lub bardziej podatna na atak chemiczny [7].

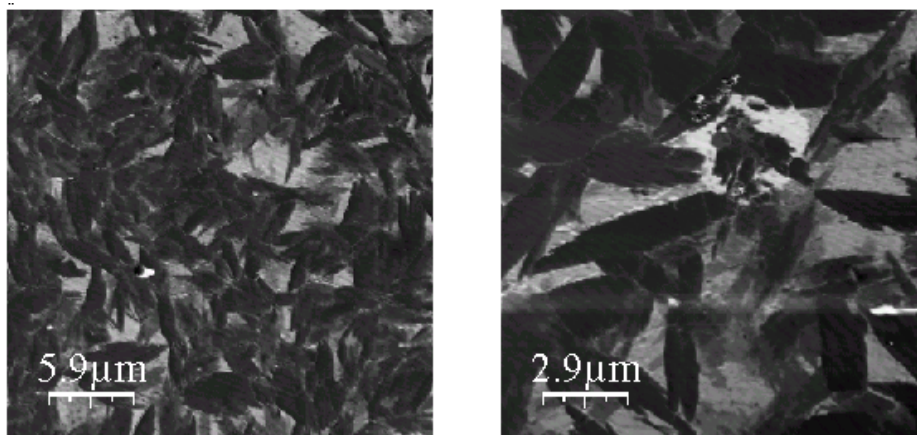
### **Gradientowa budowa polimerów**

Materiały polimerowe wykorzystywane w technice są w rzeczywistości układami wieloskładnikowymi i wielofazowymi. „Czyste” polimery stosowane są niezmiernie rzadko. Kompozycje polimerowe zawierają napelniacze, modyfikatory np. substancje nukleujące, dyspergatory fazy stałej czy kompatybilizatory, poprawiające jej adhezję do matrycy polimeru, środki ochronne (antyutleniacze, antyozonanty, antypireny) i substancje sieciujące. Ich obecność wpływa na właściwości polimerów, jeszcze bardziej komplikując obraz zjawisk towarzyszących tarcia.

Warstwa wierzchnia rzeczywistych materiałów polimerowych odbiega swoim składem chemicznym i strukturą fizyczną od wnętrza materiału. Np. w wyniku silnego odprowadzania ciepła z warstwy



wierzchniej poliolefin przez formę stalową ich warstwa wierzchnia ulega amorfizacji [11]. Małocząsteczkowe frakcje składników mieszanin polimerowych również wykazują tendencję do segregacji powierzchniowej, działając na powierzchni materiału jak swego rodzaju smar [12]. Wreszcie, małocząsteczkowe dodatki migrują na powierzchnię materiału tworząc wykwit, najczęściej o strukturze krystalicznej i silnie rozwiniętej geometrii [13] – Rys. 4.



**Rys. 4 Wykwit *n*-parafiny na powierzchni kauczuku butadienowo-styrenowego (SBR)- AFM.**

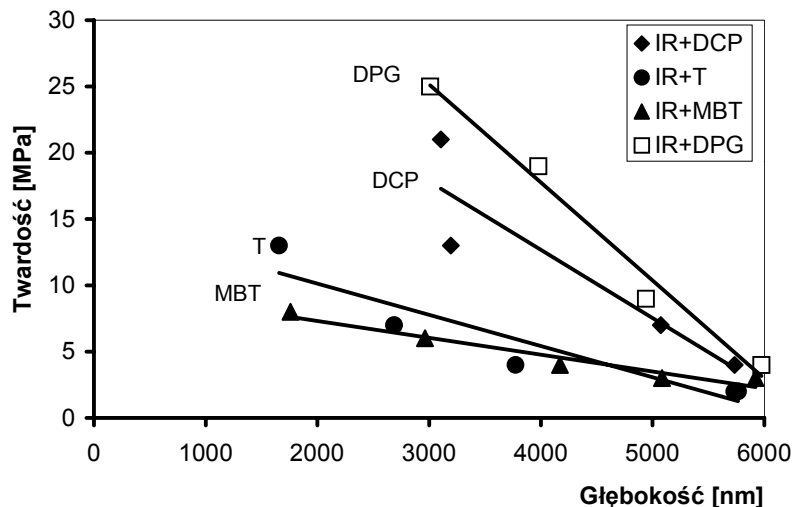
Fig. 4 *n*-paraffin bloom produced on the surface of styrene-butadiene rubber (SBR) - AFM.

W zależności od jego grubości, budowy (obecność płaszczyzn łatwego poślizgu) i sposobu oddziaływania z podłożem, może dojść do znacznej modyfikacji właściwości tribologicznych materiału. O wielkości współczynnika tarcia decyduje balans pomiędzy efektem plastyfikacji warstwy wierzchniej polimeru a zdolnością smarną wykwit. Jeżeli wykwit przejawia dodatkowo reaktywność chemiczną w stosunku do znajdującej się w węzle tarcia substancji smarującej lub materiału przeciwpróbki (np. siarka), na powierzchniach ciał trących mogą powstać warstwy modyfikujące zjawisko tarcia [14].

Stwierdzono również powierzchniowy gradient gęstości usieciowania polimerów [15], który przejawia się w postaci dodatniego profilu twardości warstwy wierzchniej – Rys. 5.

W silniej usieciowanej warstwie wierzchniej materiału łatwo generują się i propagują mikropęknięcia, których następstwem jest

wzmożone zużycie ściernie polimerów. Aktualnie trwają badania zmierzające do ustalenia mechanizmu powstawania gradientu gęstości usieciowania i sposobów jego kontroli.



**Rys. 5 Powierzchniowy gradient twardości wulkanizatów SBR.**

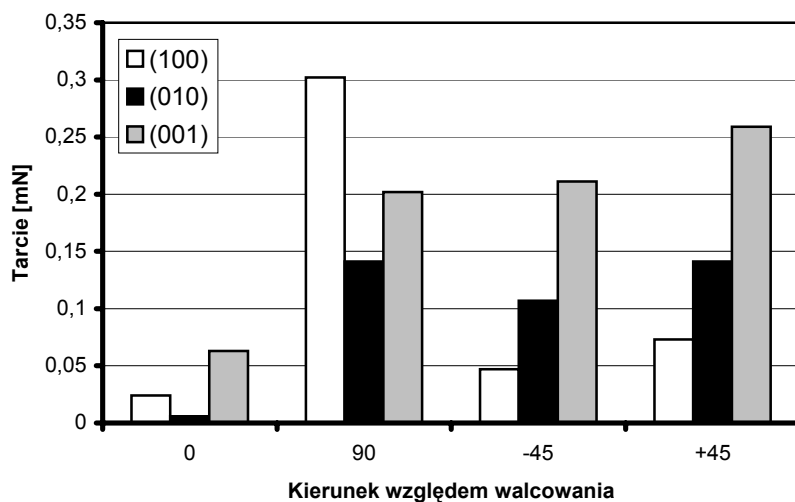
Fig. 5 Surface gradient of hardness of SBR vulcanizates.

### Wpływ przetwórstwa

Oprócz projektowania składu, właściwości polimerów można również modyfikować na etapie przetwórstwa (tzw. aktywne przetwórstwo). Przykładem może tu być tzw. walcowanie z więzami bocznymi [16], w wyniku którego można doprowadzić do silnej anizotropii warstwy wierzchniej polimerów, której towarzyszy umocnienie w wyniku reorganizacji fazy krystalicznej. Świadczą o tym wyniki badań tarcia poliolefin poddanych takiej obróbce, potwierdzające zależność siły tarcia od kierunku pomiaru [17]. Współczynnik tarcia mierzony na powierzchni bocznej walcowanego pręta z HDPE wzdłuż kierunku walcowania jest o  $\approx 9\%$  mniejszy niż w kierunku prostopadłym. Tarcie wzdłuż łańcuchów makrocząsteczek jest mniejsze niż w kierunku doń prostopadłym. Zgodnie z oczekiwaniami, żadnego efektu nie zaobserwowano na powierzchni czołowej walcowanego pręta. Tarcie ma wyraźnie anizotropowy charakter dla walcowanego pręta z iPP – różnica współczynnika tarcia w kierunkach prostopadłych sięga w tym przypadku 16%. Różnica w wielkości tarcia pomiędzy ścianami

bocznymi i czołową jest jednak trudniejsza do interpretacji niż dla HDPE.

Pomiary tarcia w skali nanoskopowej, odzwierciedlające budowę komórki elementarnej fazy krystalicznej polietylenu [18] – Rys. 6, potwierdzają wyniki badań makroskopowych. Siła tarcia jest największa w kierunkach najgęściej obsadzonych grupami  $\text{CH}_2$  [19].



**Rys. 6 Tarcie polietylenu w skali nanoskopowej [18].**

Fig. 6 Friction of polyethylene in the nanoscale [18].

## WNIOSKI

1. Polimery z uwagi na swoją makrocząsteczkową budowę odznaczają się odmienną strukturą od materiałów o budowie atomowej, np. metali. Konsekwencją tego typu budowy jest lepkosprężystość polimerów, czy też charakterystyczny tylko dla tej grupy materiałów stan wysokoelastyczny (z ang. *high elasticity*), występujący w temperaturach eksploatacji pomiędzy temperaturą zeszklenia ( $T_g$ ) a temperaturą płynięcia ( $T_f$ ).
2. Faza krystaliczna polimerów ma budowę cząsteczkową, charakteryzuje się zatem inną morfologią niż faza krystaliczna utworzona z atomów. Faza krystaliczna polimerów zdolnych do krystalizacji (stereoregularnych) stanowi część uporządkowanych przestrzennie łańcuchów makrocząsteczek znajdujących się w amorficznej matrycy.

3. Węzły sieci przestrzennej w usieciowanych elastomerach nie mają nic wspólnego z potocznie rozumianymi węzłami sieci krystalicznej. Spełniają one rolę więzów chemicznych łączących poprzecznie makrocząsteczki. Oprócz węzłów natury chemicznej w sieci przestrzennej polimeru mogą również występować węzły natury fizycznej (najczęściej splątania łańcuchów makrocząsteczek).
4. Zatem nie tylko budowa chemiczna i strukturalna makrocząsteczki, ale i budowa chemiczna węzłów sieci oraz gęstość usieciowania decydują o właściwościach fizyko-chemicznych, w tym również tribologicznych, polimerów.
5. Warstwa wierzchnia polimerów różni się wyraźnie pod względem budowy i struktury, a co za tym idzie również i właściwości, od wnętrza materiału. Istotnym jest również fakt, że poddaje się różnego rodzaju modyfikacjom, co stwarza możliwości otrzymywania, w stosunkowo prosty i tani sposób, materiał o żądanej charakterystyce eksploatacyjnej (z ang. *tailored materials*).
6. Właściwościami mechanicznymi i tribologicznymi polimerów można sterować albo poprzez ich odpowiednią modyfikację (szczególnie dotyczącą warstwy wierzchniej) lub też na etapie ich przetwórstwa. Wydaje się zatem uzasadnionym aby przy sporządzaniu charakterystyki tribologicznej polimerów brać pod uwagę nie tylko ich rodzaj (budowę chemiczną i strukturę) ale i historię przetwórstwa.

## LITERATURA

1. Ashby M.F.: Dobór materiałów w projektowaniu inżynierskim. WNT, Warszawa, 1998, rozdz. IV i VI.
2. Moore D.F.: The Friction and Lubrication of Elastomers. Pergamon Press, Oxford-New York-Toronto-Sydney-Braunschweig, 1972.
3. Futamura S., Angew. Makromol. Chem., **240**, 137 (1996).
4. Choi G.Y., Zurawsky W., Ulman A., Langmuir, **15**, 8447 (1999).
5. Cowie J.M.G.: Polymers: Chemistry and Physics of Modern Materials, 2<sup>nd</sup> Ed. John Wiley & Sons, Chichester (UK), 1994, rozdz. 15.
6. Rymuza Z.: Trybologia polimerów ślizgowych. WNT, Warszawa, 1986, rozdz. 2.
7. Ślusarski L. [w:] Chemia fizyczna polimerów. Praca zb. pod red. Florjańczyka Z. i Penczka S.: Oficyna Wyd. Polit. Warszawskiej, Warszawa, 1997, t. II, rozdz. 3.

8. Ferry J.D.: Viscoelastic Properties of Polymers, 3<sup>rd</sup> Ed., John Wiley & Sons, New York, 1980.
9. Schallamach A., Wear, **17**, 301 (1971).
10. Kajdas Cz., Proc. of the II<sup>nd</sup> World Tribology Congress, Vienna 2001, Book of Abstracts, p. 7, pełny tekst na CD.
11. Ślusarski L., Bieliński D., Głąb P., Gałęski A., Piórkowska E., Pawlak A., Morawiec J., Arch. Nauki o Mat., (2003), wysłane do druku.
12. Bieliński D., Ślusarski L., Włochowicz A., Douillard A., Composite Interf., **5**, 155 (1997).
13. Bieliński D., Głąb P., Ślusarski L., Chapel J-P., Boiteux G., J. Appl. Polym. Sci., (2002).
14. Płaza S.: Fizykochemia procesów tribologicznych. Wyd. Univ. Łódzkiego, Łódź, 1997.
15. Bieliński D., Polimery, **10**, 684 (2001).
16. Bartczak Z., Morawiec J., Gałęski A., J. Appl. Polym. Sci., **86**, 1396 (2002).
17. Bieliński D., Gałęski A., J. Appl. Polym. Sci., w przygotowaniu.
18. Bieliński D., Ślusarski L., Gałęski, Proc. of the II<sup>nd</sup> World Tribology Congress, Vienna 2001, Book of Abstracts, p. 26, pełny tekst na CD.
19. Praca zb. pod red. Narębska A.: Podstawy chemii i fizykochemii polimerów, Wyd. Univ. im. Mikołaja Kopernika w Toruniu, Toruń, 1984, rozdz. 5.

**Recenzent:**  
**Marian GRĄDKOWSKI**

### Summary

**Composition and structure of polymers and metals were compared, and based on that differences in physico-chemical properties of the materials have been explained. They decide different behaviour of polymers in comparison to metals during friction process. Special attention was paid to the surface layer of polymers, which exhibits different constitution and structure from the bulk of material - *gradient nature of polymers*. Experimental results concerning phenomena and processes taking place in the surface layer and their effect on friction of polymer materials have been presented.**