

Jacek Wojnowski\*, Zbigniew Rosłaniec\*

## Odkształcenia elastyczne w elastomerach termoplastycznych. Modelowanie i badania eksperymentalne

*Do produkcji przedmiotów codziennego użytku stosuje się między innymi gumę i elastomery termoplastyczne; każdy z tych materiałów ma swoje wady i zalety. W procesie projektowania wyrobu ważną rolę odgrywa dobór odpowiedniego modelu właściwości mechanicznych. Nie ma jednej teorii i jednego modelu zdolnego opisać elastomery termoplastyczne w całym zakresie odkształceń, jednak z powodzeniem łączy się ze sobą różnego typu modele, które z dobrą dokładnością opisują zachowanie elastyczne TPE. Do modelowania elastomerów termoplastycznych zastosowano zależność Mooneya-Rivlina. Otrzymane wykresy Mooneya wykazały, że niemożliwe jest dokładne opisanie tych krzywych jedynie za pomocą dwóch stałych  $C_1$  i  $C_2$ . Pomimo tego stałe z zależności M-R – komplementarnie z innymi modelami elastyczności – wykorzystuje się z powodzeniem w projektowaniu metodą elementów skończonych.*

**Słowa kluczowe:** elastyczność, modelowanie, modele matematyczne, elastomery termoplastyczne, guma

## Rubber-like deformation of thermoplastic elastomers. Simulation and experimental research

*Rubber and thermoplastic elastomers, each with his own advantages and drawbacks, are utilized in daily necessities production. During design process it is very important to select suitable model of mechanical properties. Unfortunately there is no single theory or model which describes thermoplastic elastomers in whole deformation range, however various types of models are combined together and give good results of TPE's rubber-like elasticity behaviour. We used Mooney-Rivlins equation to model thermoplastic elastomers properties. Mooney's graph showed that it is impossible to describe the curves using two constants  $C_1$  and  $C_2$ . In spite of this M-R constants with other rubber-like elasticity models can be used in finite element method design process.*

**Key words:** rubber-like elasticity, modelling, mathematical models, thermoplastic elastomers, rubber

### I. Koncepcje modelowania

Zasadniczym celem tworzenia modeli jest potrzeba ujęcia otaczającej rzeczywistości w sposób matematyczny [1]. Modelowanie w obszarze tworzyw polimerowych obejmuje najczęściej procesy reologiczne i właściwości mechaniczne w warunkach statycznych lub dynamicznych. Znając podstawowe parametry reologiczne i określone warunki termodynamiczne ( $p$  – ciśnienie,  $V$  – objętość,  $T$  – temperaturę) można ustalić model przepływu tworzywa w formie wtryskowej lub też w całym układzie wylączarki [2, 3]. Znając model funkcjonowania np. zakładu przetwórczego jesteśmy w stanie, przy odpowiednich parametrach wejściowych (ceny surowca, popyt itd.), zaplanować produkcję w taki sposób, aby koszty były najmniejsze, a efektywność największa. Duże znaczenie ma modelowanie w projektowaniu wyrobów z kompozytów [4]. Ze względu na duży nacisk, jaki obecnie kładzie się na efektywność działania i minimalizację

nakładów, rola precyzyjnego modelowania w procesie projektowania znacząco wzrasta.

Profesor Cempel [1] uogólniając definicję modelowania, stwierdził iż jego istotą jest możliwość manipulowania rzeczywistym zjawiskiem na życzenie. W tym względzie nauka jako narzędzie poznania rozwiązuje trzy kluczowe problemy: identyfikacji rzeczywistości, wyboru najlepszych rozwiązań, rozwoju i innowacji. Część wspólną stanowi tu **model** odpowiedniego fragmentu rzeczywistości. Bez niego wszelkie zmiany czy kwestie optymalizacji byłyby przeprowadzane jedynie metodą prób i błędów.

Przez **model** rozumiemy tutaj celowo uproszczoną reprezentację rzeczywistości. Może on mieć różną postać, w zależności od poziomu skomplikowania:

- modele w skali, np. mapy, plany, modele łodzi w basenie modelowym, model atomu Bohra,
- na zasadzie analogii, np. modele mechaniczne zjawisk elektromagnetycznych lub odwrotnie,
- modele matematyczne, np. zależność łącząca przyspieszenie, prędkość, czas i drogę w ruchu – wzór na drogę w ruchu jednostajnie przyspieszonym lub zależność odkształcenia materiału od naprężenia.

\* Instytut Inżynierii Materiałowej, Zachodniopomorski Uniwersytet Technologiczny w Szczecinie

W inżynierii materiałowej istnieją dwa podejścia do przewidywania właściwości materiałów. Gdy dokonujemy wnikliwej analizy zjawisk fizycznych zachodzących na poziomie molekularnym oraz struktury materiału i na tej podstawie wnioskujemy o jego właściwościach, to model otrzymany w taki sposób nazywamy **konstrytutywnym**. Jeżeli makroskopowe właściwości materiału określamy na podstawie „odpowiedzi” na działania z zewnątrz, pomijając zupełnie mechanizm zjawisk fizycznych w nim zachodzących, to taki model jest modelem **fenomenologicznym**, np. prawo Hooke’a, prawo Ohma [1, 5]. Z perspektywy inżynierii materiałowej podejście konstrytutywne jest bardziej pożądane, bo chociaż trudniejsze do realizacji, to daje większe możliwości późniejszego projektowania elastomerów i przewidywania właściwości elastycznych na podstawie ich struktury.

## 2. Guma, elastomery termoplastyczne i modele elastyczności

Guma jako materiał o długiej historii, bo odkryty przez Charlesa Goodyeara w 1839 roku, nadal stanowi bardzo ważne tworzywo konstrukcyjne. O jej przydatności i wysokiej pozycji świadczą właściwości takie, jak:

- bardzo duży zakres odkształceń odwracalnych,
- duża odporność na pełzanie,
- duża wytrzymałość zmęczeniowa,
- odporność na różnorodne czynniki chemiczne w zależności od zastosowanego kauczuku [6, 7].

Guma i inne elastomery (również TPE, które wykazują niekiedy „granice plastyczności”) w odróżnieniu np. od stali, odznaczają się nieliniowym charakterem zmian naprężenie-odkształcenie. Podczas gdy w badaniach stali bazujemy na początkowym, liniowym odcinku krzywej  $\sigma$ - $\epsilon$ , to dla elastomerów takiego odcinka zazwyczaj nie jesteśmy w stanie wyróżnić. Różne materiały poddane działaniu naprężeń mogą ulegać odkształceniom sprężystym (elasticity), elastycznym (rubber elasticity, hiperelasticity), plastycznym (plasticity) lub wykazywać płynięcie (flow), przy czym mechanizm każdego z tych odkształceń jest inny. Elastomery charakteryzują się nieliniowym charakterem zmian krzywej rozciągania w całym zakresie odkształceń (odkształcenia entropowe). Nastręcza to wiele trudności podczas projektowania. W praktyce stosuje się moduł sieciowy dla określonego odkształcenia lub naprężenie przy ustalonym odkształceniu – np. 50 lub 100 %, co niestety skutkuje znacznym, bo sięgającym niekiedy 100–200-proc. przeszacowaniem w stosunku do warunków pracy rzeczywistego detalu [8].

W literaturze przedstawiono wiele modeli matematycznych opisujących właściwości elastyczne gumy. Głównie są to modele konstrytutywne lub będące hybry-

dą pomiędzy modelami konstrytutywnymi a fenomenologicznymi. Do modeli fenomenologicznych należą na przykład:

- model Ogdena,
- model Valanisa-Landela

Do konstrytutywnych zalicza się m.in.:

- teorię statystyczną sieci idealnej,
- model 3-łańcuchowy,
- model 4-łańcuchowy Flory’ego i Rehnera,
- model 8-łańcuchowy Arrude’a-Boyce’a.

Przykłady modeli hybrydowych:

- zależność Mooneya-Rivlina,
- model rurowy Edwardsa-Vilgisa,
- model Klüppela,
- model Yeoh.

Zależność Mooneya-Rivlina (M-R) (wzór poniżej) została opracowana w roku 1940 [7, 9] i wywodzi się z mechaniki ośrodków ciągłych. Ideą wyprowadzenia wzoru M-R było powiązanie energii sprężystości zgromadzonej w materiale z tzw. niezmiennikami deformacji, które są funkcją składowych odkształcenia ( $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ ) przy założeniu izotropowości i nieściśliwości materiału.

$$\sigma = 2 \left( \lambda - \frac{1}{\lambda^2} \right) \left( C_1 - \frac{C_2}{\lambda} \right) \quad (1)$$

gdzie:  $\lambda$  – wydłużenie względne

$\sigma$  – naprężenie inżynierskie

$C_1$  i  $C_2$  – stałe Mooneya-Rivlina

Powyżej przedstawiony wzór jest szczególnym przypadkiem wzoru M-R i odnosi się do zależności naprężenie – odkształcenie w statycznej próbie jednoosiowego rozciągania. Biorąc pod uwagę równanie Flory’ego-Rehnera (F-R, wzór poniżej), współczynnik Flory’ego-Hugginsa (F-H) oraz zależność M-R można wyznaczyć gęstość usieciowania gumy. Wzór F-R został wyprowadzony na podstawie analizy zjawiska pęcznienia równowagowego trójwymiarowej sieci polimerowej.

$$-\left[ \ln(1 - V_p) + V_p + \chi V_p^2 \right] = N V_s \left[ V_p^{1/2} - \frac{V_p}{2} \right] \quad (2)$$

gdzie:  $V_p$  – objętość molowa polimeru,  $\text{m}^3/\text{mol}$

$V_s$  – objętość molowa rozpuszczalnika,  $\text{m}^3/\text{mol}$

$\chi$  – współczynnik Flory’ego-Hugginsa oddziaływania polimer-rozpuszczalnik

$N$  – gęstość usieciowania,  $\text{mol}/\text{m}^3$

To tłumaczy, dlaczego wzór M-R w pewnych przypadkach traktowany jest jako model hybrydowy [10,11]. W modelu M-R występują dwie „stałe”:  $C_1$  i  $C_2$ . Należy w tym miejscu zaznaczyć, że powszechnie uważane za stałe, w rzeczywistości są zmiennymi związanymi ze zjawiskami fizycznymi zachodzącymi w materiale [10-13].

Stała  $C_1$  jest związana ze strukturą sieci polimerowej, a dokładniej z gęstością usieciowania  $N$  poprzez równanie [10,11]:

$$N = \frac{C_1}{R \cdot T} \quad (3)$$

gdzie:  $R$  – stała gazowa,  $8,314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$

$T$  – temperatura bezwzględna, K

W teorii statystycznej Gaussa stała  $C_1$  utożsamiana jest z czynnikiem termodynamicznym [12]:

$$C_1 = \frac{1}{2} NkT \quad (4)$$

gdzie:  $N$  – ilość łańcuchów w sieci,

$k$  – stała Boltzmanna,  $1,38 \cdot 10^{-23} J/K$

$T$  – temperatura w skali bezwzględnej, K

Eichinger w swojej publikacji podaje, że możliwe jest wyprowadzenie wzoru na stałą  $C_1$  z fluktuacji gęstości. Ma ona wtedy postać [13]:

$$C_1 \propto V^{-1/2} (r^2)_0^2 (\lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2) \quad (5)$$

gdzie:  $V$  – objętość polimeru

$(r^2)_0^2$  – kwadrat odległości końców łańcuchów

$\lambda_i$  –  $i$ -ta składowa odkształcenia

$\propto$  – znak proporcjonalności

W innej części pracy [13] autor stwierdza, że stała  $C_1$  od spleciań w sieci polimerowej. Wygląda następująco:

$$C_1 \propto \frac{a^2}{V^2} \quad (6)$$

gdzie:  $a$  – zmienna proporcjonalna do średniego kwadratu odległości końców łańcucha,

$V$  – objętość polimeru

Stała  $C_2$  jest miarą odchylenia od idealnej sprężystości gumy [10]. Z badań doświadczalnych wynika, że jest zależna od stopnia spęcznienia gumy i maleje wraz ze wzrostem stopnia spęcznienia [12]. W innej pracy [13] stałą  $C_2$  traktuje się jako miarę oddziaływań odpychających w sieci polimerowej. W pozycji [14] stałą  $C_2$  skorelowano z siecią polimerową i ilością frakcji elastycznie efektywnej. Jak dotąd nie udało się jednoznacznie zinterpretować jej charakteru fizycznego.

Stałe  $C_1$  i  $C_2$ , można bardzo łatwo wyznaczyć z tzw. wykresów Mooneya, przedstawiając graficznie zależność naprężenia zredukowanego w funkcji odwrotności odkształcenia:

$$\frac{\sigma}{\left(\lambda - \frac{1}{\lambda^2}\right)} = f\left(\frac{1}{\lambda}\right) \quad (7)$$

Stałą  $C_2$  odczytuje się z nachylenia wykresu do osi odciętych, a z przecięcia wykresu z osią rzędnych wartość  $C_1 + C_2$  [12].

Zależność M-R dobrze nadaje się do modelowania właściwości gumy w małym i średnim zakresie odkształceń [6,11,15].

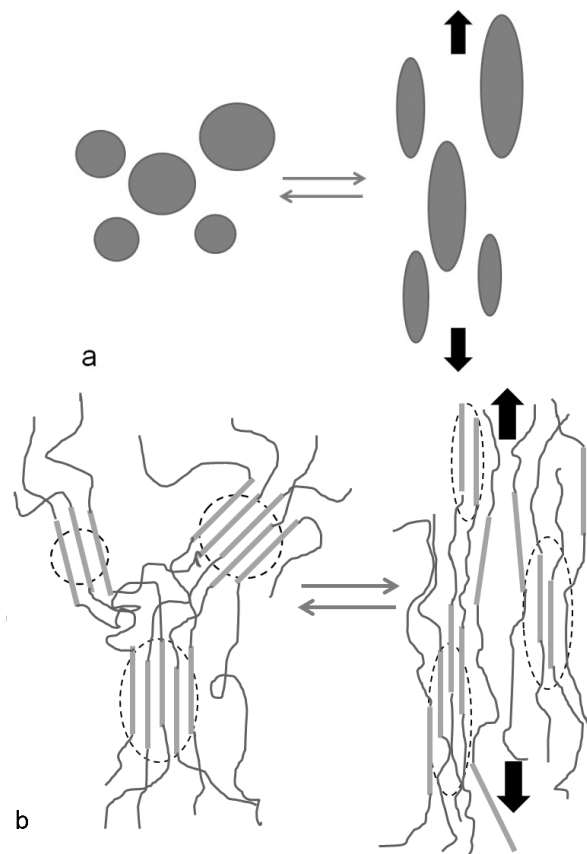
Obok gumy ważną grupą elastomerów stanowią tzw. **elastomery termoplastyczne (TPE)**. Są to materiały o równie dużym zakresie odkształceń względnych jak guma (nawet do 1000%), ale ustępujących jej pod względem odkształceń odwracalnych. Jednakże możliwe jest dobranie odpowiedniego typu TPE w zależności od wymaganej twardości, odporności chemicznej, właściwości elastycznych lub odporności na starzenie. Poza tym opracowano już technologie wykorzystujące użytkowy PET w procesie mieszania reaktywnego, pozwalające na otrzymywanie doskonałej jakości elastomerów TPE-E [16].

## 3. Wyniki badań i dyskusja

### 3.1. Zależność Mooneya-Rivlina w modelowaniu właściwości TPE

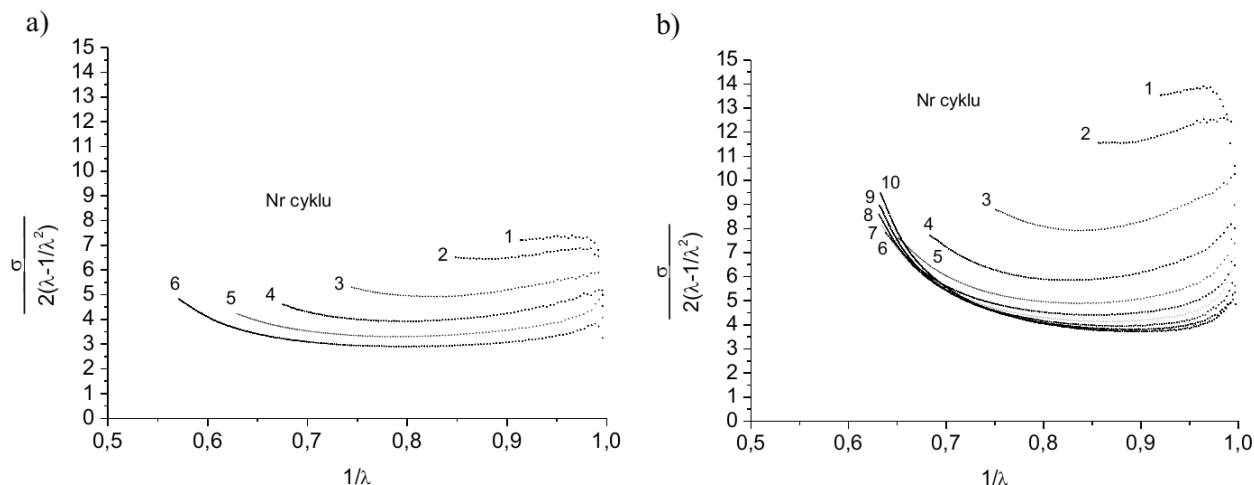
Ze względu na obecność fizycznych domen o małej energii kohezji (mniejszej niż energia chemicznych węzłów sieci w gumie) w elastomerach termoplastycznych dochodzić może do przemieszczania się domen względem siebie, wysuwania się łańcuchów z domen oraz deformacji domen twardych [6], co pokazano na rys. 1. Stwarza to dodatkowe trudności przy modelowaniu tej grupy materiałów.

Przeprowadzono próby cyklicznego rozciągania materiałów z grupy TPE-E. Na podstawie danych doświadczalnych sporządzono wykresy Mooneya (rys. 2 i 3).



Rys. 1. Schemat wysuwania się segmentów sztywnych (b) oraz względnego przemieszczania się (a, b) i deformacji (a, b) domen w elastomerach termoplastycznych. Strzałkami o przeciwnych zwrotach zaznaczono siły działające na materiał makroskopowo. Elipsoidy zakreślone przerywaną linią wyznaczają obszar domeny twardej.

Fig. 1. Hard segment moving (b) and relative displacement (a, b) of thermoplastic elastomer domains scheme. Oppositely directed red arrows indicate forces affecting material. Dotted line ellipsoid encloses hard domain area.



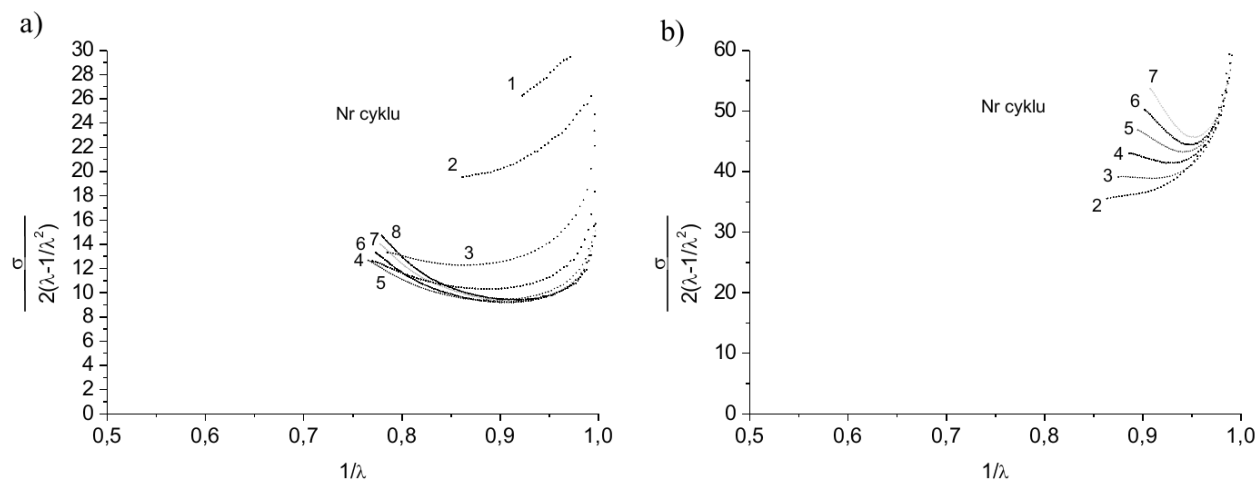
Rys. 2. Wykresy Mooneya dla materiałów Hytrel (a – Hytrel 4068, b – Hytrel 4556, Du Pont) w kolejnych cyklach odkształcenia

Fig. 2. Mooney graph for Hytrel materials (a – Hytrel 4068, b – Hytrel 4556, Du Pont) in subsequent cycles of deformation

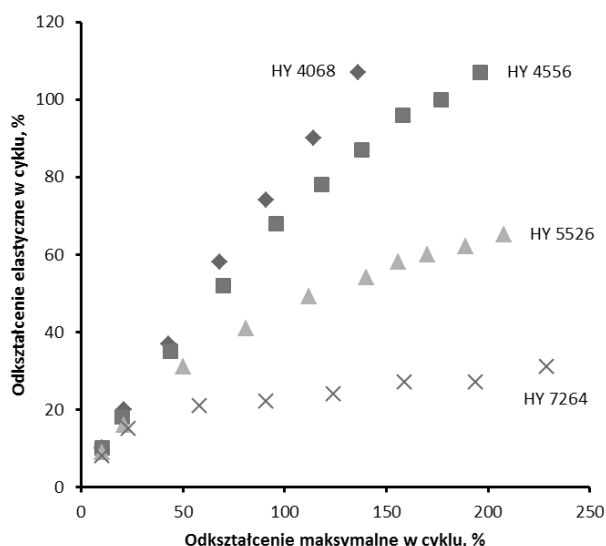
W porównaniu z gumą, gdzie wykresy przyjmują z bardzo dużą dokładnością kształt linii prostej, wykresy uzyskane dla elastomerów termoplastycznych mają kształt łódeczkowaty z wypukłością skierowaną ku dołowi. W przypadku materiałów o największej zawartości segmentów giętkich przyjmują bardziej płaski i rozległy kształt, natomiast wraz ze zwiększeniem ilości segmentów sztywnych wykazują tendencję do „zwijania się” do środka (rys. 2 i rys. 3). Niemożliwe było więc dopasowanie zależności M-R do uzyskanych danych i uzyskanie stałych równania  $C_1$ ,  $C_2$ . Zależność M-R daje dobre wyniki jedynie dla małej liczby cykli i niewielkich odkształceń. Nadal jest jednak doskonałą bazą i punktem wyjścia do bardziej dokładnych badań i modelowania właściwości elastycznych w szerszym zakresie.

Trochę lepsze wyniki daje z kolei zastosowanie modelu rurowego Edwardsa-Vilgisa.

Do pełnego odwzorowania właściwości mechanicznych jedynie na podstawie struktury czy budowy chemicznej jest jeszcze niestety daleko [6]. Jednakże wykorzystanie analizy matematycznej i modelowania umożliwia odseparowanie odkształceń elastycznych i określenie charakteru ich zmian (tzn. ustalenie, czy odkształcenia elastyczne zwiększają się, czy zmniejszają w kolejnych cyklach, jaka jest szybkość tych zmian itd.). Na wykresie (rys. 4) pokazano zależność odkształcenia elastycznego materiałów Hytrel w funkcji maksymalnego odkształcenia w cyklu. Pochylenie krzywych ku dołowi świadczy o podatności materiału na przyrost odkształceń trwałych. Charakterystyczne jest to, że do pewnej wartości odkształcenia przyrost odkształceń trwałych (plastycznych) jest niewielki (początkowy odcinek krzywych na rys. 4). Dopiero po przekroczeniu tego wspólnego dla wszystkich materiałów przedstawionych



Rys. 3. Wykresy Mooneya dla materiałów Hytrel (a – Hytrel 5526, b – Hytrel 7264) w kolejnych cyklach odkształcenia

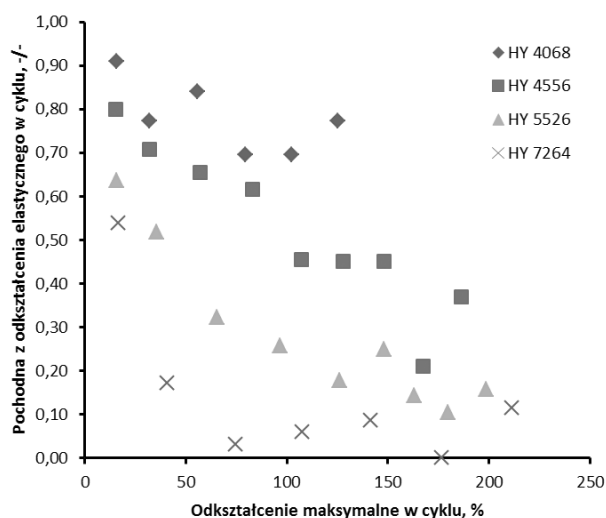


Rys. 4. Odształcenie elastyczne materiałów Hytrel w zależności od maksymalnej wartości odkształcenia w cyklu

Fig. 4. Elastic strain of Hytrel materials vs. maximum strain in cycle

na rysunku punktu krytycznego elastyczność każdego z nich zmienia się inaczej. Materiały o mniejszej twardości wykazują mniejszą podatność na powstawanie odkształceń trwałych, a więc większą zdolność do powrotu elastycznego.

Jeżeli przedstawić dane z wykresu (rys. 4) w postaci pochodnej względem odkształcenia maksymalnego w cyklu, możliwe jest prześledzenie zmian właściwości elastycznych i ewentualnych punktów przegięcia (rys. 5). Wraz ze wzrostem odkształcenia w cyklu materiały o większej twardości (np. HY 7264 czy HY 5526) tracą swoje właściwości elastyczne, a pogorszenie to jest bardziej widoczne w początkowych cyklach rozciągania.



Rys. 5. Quasi-pochodne otrzymane z krzywych na rysunku 4

Fig. 5. Quasi-derivative obtained from curves on figure 4

W praktyce do modelowania TPE stosuje się wiele zależności empirycznych lub półempirycznych o charakterze fenomenologicznym. Model dobiera się pod kątem charakteru odkształceń (są modele, które bardziej sprawdzają się podczas ściskania, a inne podczas rozciągania), zakresu odkształceń (małych, średnich i dużych) lub rodzaju materiału (modele do gumy i elastomerów termoplastycznych). Czasami też zdarza się, że jest pilna potrzeba rozwiązania danego problemu i nie ma czasu na pracochłonne obliczenia, wtedy wybiera się modele mniej dokładne, ale łatwiejsze w opracowaniu. Lub odwrotnie, gdy na rynek będzie wprowadzana ważna linia nowych produktów, wiele czasu i pracy poświęca się na otrzymanie jak najdokładniejszych wyników, aby możliwie najprecyzyjniej zaprojektować dany produkt i uniknąć ewentualnych zwrotów.

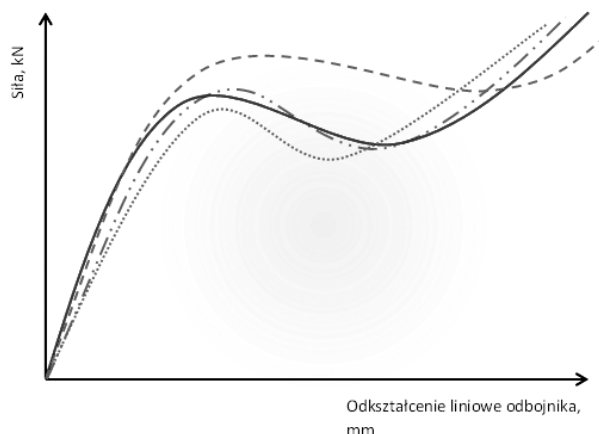
Należy pamiętać również o tym, że na właściwości elastyczne TPE wpływa wiele czynników, które trzeba rozważyć podczas projektowania detalu przeznaczonego do określonego zadania. Są to m.in.:

- rodzaj naprężeń, któremu poddany jest detal (płaski czy przestrzenny stan naprężeń),
- temperatura i prędkość odkształcania,
- czas oddziaływania obciążenia,
- charakter i wielkość domen fizycznych w materiale,
- rodzaj segmentu giętkiego i sztywnego (w kopolimerze blokowym),
- polidispersyjność poszczególnych bloków i całych łańcuchów kopolimeru [6-8,17].

W tym miejscu należy wspomnieć, że elastomery termoplastyczne są grupą materiałów o różnorodnej morfologii, dlatego też – jak dotąd – nie udało się jeszcze opracować jednego zunifikowanego konstytutywnego modelu do wszystkich typów TPE. Inżynieria materiałowa – podobnie jak świat fizyków – wciąż czeka na zwartą teorię właściwości elastycznych TPE.

### 3.2. Modele matematyczne w obliczeniach projektowych Metodą Elementów Skończonych

Modeli matematycznych używa się bardzo często do modelowania metodą elementów skończonych (MES) (FEM = Finite Elements Method). Zastosowanie takiego modelowania pomoże zobrazować następujący przykład. Do zabezpieczenia kadłuba statku przed bezpośrednim uderzeniem w nabrzeże służą odbojniki wykonane z elastomeru uretanowego [18]. Prowadzono badania mające na celu optymalizację kształtu i materiału odbojnika w kierunku zwiększenia ilości rozpraszanej energii. W statycznej próbie ściskania uzyskano krzywą i na jej podstawie wyznaczono współczynniki równania M-R. Następnie współczynniki wprowadzono do modułu materiałowego w programie do projektowania 3D, gdzie zaprojektowano identyczny odbojnik i przeprowadzono komputerowe symulacje ściskania. W zależności



Rys. 6. Krzywe ściskania: doświadczalna (linia ciągła) i modelowe (linie pozostałe) elastomeru uretanowego  
Fig. 6. Compression curve: experimental (solid line) and simulation (other lines)

od parametrów użytych w metodzie elementów skończonych otrzymywano mniej lub bardziej zbieżne krzywe (rys. 6).

W rzeczywistości nie było przypadku, aby krzywa modelowa pokrywała się idealnie z krzywą doświadczalną. W modelu celowo upraszczamy zjawisko, obiekt i godzimy się na pewne ustępstwa, więc zawsze będzie między tymi krzywymi jakaś rozbieżność. W praktyce dąży się do ich minimalizacji. W zależności od doboru stałych materiałowych i odpowiedniego modelu możemy się zbliżać lub oddalać od prawidłowego – tzn. zgodnego z doświadczeniem – rozwiązania. Mamy wtedy do czynienia z modelem zbieżnym lub rozbieżnym.

## 4. Podsumowanie. Zaawansowane badania modelowe

Można powiedzieć, że modelowanie właściwości mechanicznych elastomerów, które kiedyś było dziedziną nową, rozwijającą się, obecnie tworzy podwaliny nowych dziedzin, często interdyscyplinarnych. Modelowanie matematyczne elastomerów stanowi np. wstęp do bardzo interesujących badań nad zachowaniem się ludzkiej skóry i ciała organizmów żywych. Za pomocą metody elementów skończonych opartych na modelach matematycznych elastomerów modeluje się dzisiaj zjawiska tarcia, nacisku, odkształcania ciała, które to są o wiele bardziej skomplikowane od prostego odkształcania elastomerów. Skóra ludzka pod względem budowy jest „materiałem” wielowarstwowym (naskórek, skóra właściwa, tkanka podskórna z tkanką tłuszczową), gdzie każdy komponent posiada swoje właściwości oraz odmienną podatność na warunki zewnętrzne. Wszystko to sprawia, że modelowanie elastomerów, które mogłyby np. współpracować z ludzkim ciałem lub zastępować pewne jego części, staje się dla naukowców ogromnym wyzwaniem [19-21].

## 5. Wnioski

Przez wiele lat rozwijano teorie i modele dotyczące właściwości tworzyw polimerowych. Jest to wiedza dobrze udokumentowana i usystematyzowana. Istnieje wiele różnego rodzaju modeli elastyczności, ale ostatecznie wszystkie i tak prowadzą do teorii zunifikowanej, ponieważ *de facto* wszystkie stanowią elementy większej całości. Nie jest możliwe całkowite i z prawdopodobieństwem bliskim 100% określenie wszystkich parametrów morfologii polimerów, np. odległości końców łańcucha makrocząsteczki opisanego wektorem „r”, któremu przypisujemy określony rozkład. Skutkuje to tym, że początkowy konstytutywny charakter modelu staje się bardziej fenomenologiczny ze względu na założenia matematyczne i dopasowania modelu do danych doświadczalnych. Nie będzie więc nigdy możliwe skonstruowanie w 100% czystego modelu konstytutywnego. Wraz z rozwojem modeli matematycznych elastyczności wykorzystuje się coraz więcej parametrów niezwiązanych w ogóle z fizykochemią łańcucha czy sieci polimerowej. „Stałe materiałowe” uzyskiwane dla gumy na podstawie zależności M-R mają charakter mieszany. Stałą  $C_1$  utożsamiać można z modułem sprężystości poprzecznej „G”. Stałej  $C_2$  do dzisiaj nie nadano odpowiedniego sensu fizycznego. W przypadku elastomerów termoplastycznych stałe równania M-R nie mogą być nazwane stałymi *sensu stricto* z uwagi na nieliniowy charakter krzywych Mooneya. Aby móc potraktować je jako parametry użyteczne do modelowania należałoby uzależnić je od innej, mierzonej wartości, np. od udziału segmentu giętkiego, twardości lub historii mechanicznej materiału. Pod uwagę należy wziąć fakt zmienności struktury TPE poddane go cyklicznym odkształceniom. Aby poprawnie modelować zachowanie elastomerów termoplastycznych należałoby do modeli elastyczności wprowadzić „moduły” odpowiedzialne za historię mechaniczną, ilość cykli, odkształcenia w cyklu itp. Tym niemniej zależności M-R z powodzeniem można użyć do wstępnego modelowania początkowego odcinka krzywej rozciągania, a dalej skorzystać z innych modeli matematycznych elastyczności kauczukowej. Możliwa jest jednak „ekstrakcja” odkształceń elastycznych i zbadanie ich charakteru. W praktyce łączy się ze sobą różnego typu modele, które z dobrą dokładnością opisują zachowania elastyczne TPE w dużym zakresie odkształceń.

Modelowanie matematyczne i projektowanie detali z elastomerów termoplastycznych metodą elementów skończonych staje się nową dziedziną interdyscyplinarną. Pomimo znacznego i trwającego wiele lat postępu w badaniach nad modelowaniem właściwości elastomerów wciąż jest w tej dziedzinie wiele problemów do rozwiązania.

## Literatura

1. Cempel C., *Nowoczesne Zagadnienia Metodologii i Filozofii Badań*, Wyd. Instytut Technologii Eksploatacji – PIB, Poznań 2002.

2. Staczek P., *St. Płaska*, *Polimery* 2011, 56, 758-764.
3. Morrison F., *Sztuka modelowania układów: dynamicznych, deterministycznych, chaotycznych, stochastycznych*, WNT, Warszawa 1996.
4. Mahadik Y., Hallett S.R., *Composites, Part A*, 2011, 42, 1592-1600.
5. Awrejcewicz, *Matematyczne modelowanie systemów*, WNT, Warszawa 2007.
6. Nastalczyk J., *Dobór modelu oraz wyznaczanie parametrów opisu odkształceń hiperelastycznych w blokowych elastomerach termoplastycznych o strukturze domenowej*, Szczecin 2009 (prace niepublikowane).
7. Mark J.E., Erman B., Eirich F.R., *The science and technology of rubber*, Elsevier Acad. Press, 3<sup>rd</sup> ed., 2005.
8. Ward I.M., Sweeney J., *The Mechanical Properties of Solid Polymers*, Wiley a. Soon, Chichester 2<sup>nd</sup> ed., 2009.
9. Mooney M., *J. Appl. Phys.* 1940; 11, 582.
10. Sombatsompop N., *J. Sci. Soc. Thailand* 1998, 24, 199-204.
11. Xia Z., Patchan M., Maranchi J., Elisseff J., *J. Appl. Polym. Sci.* 2012, *Early View*.
12. Treloar L.R.G., *Physics of Rubber Elasticity*, 3rd ed., Oxford University Press: Oxford, UK, 2009.
13. Eichinger B.E., *Macromolecules* 1990, 23, 19, 4270-4281.
14. Meissner B., Klier I., Kuchařík S., *J. Polym. Sci., Part C: Polym. Symp.*, 1967, 16, 2, 793-804.
15. Kuhn W., Grün F., *Kolloidzshr.* 1942, 101, 248.
16. Pat. PL 205255 (2009).
17. Balta-Calleja F.J., Rostaniec Z., *Block Copolymers*, Marcel Dekker Inc., New York 2010.
18. Berczyński S., W. Galor W., Grządziel Z., Majda P., *Modelowanie metodą elementów skończonych nabrężowej odbojnicy stożkowej z wykorzystaniem materiałowego modelu Mooneya-Rivlina*, X seminarium „Tworzywa sztuczne w budowie maszyn”, Kraków 2003.
19. Shao F., Childs T.H.C., Barnes C.J., Henson B., *Tribology International* 2010, 43, 2308-2316.
20. Shao F., T.H.C. Childs T.H.C., Henson B., *Tribology International* 2009, 42, 2009, 1575-1581.
21. Hsu Ch.M.L., Palmeri M.L., Segars W.P., Dobbins J.T., *Med. Phys.* 2011, 38, 5756.

## Nowa Dyrekcja Instytutu Chemii Przemysłowej im. prof. Ignacego Mościckiego



**Pani dr hab. inż. Regina Jeziórska**, z dniem 29 października 2012 r. została powołana przez Ministra Gospodarki Waldemara Pawlaka na Dyrektora Instytutu Chemii Przemysłowej im. prof. Ignacego Mościckiego.

Dr hab. inż. R. Jeziórska jest absolwentką Wydziału Mechaniczno-Technologicznego Politechniki Warszawskiej. Od 1984 r. pracuje w IChP. Specjalizuje się w dziedzinie polimerów i ich przetwórstwie szczególnie metodami wyłaczania, biopolimerów oraz nanomateriałów i nanoukładów wielofunkcyjnych. W 1998 r. uzyskała stopień doktora nauk technicznych, w 2008 r. doktora habilitowanego. W latach 2011-2012 była wiceprzewodniczącą Rady Naukowej IChP. W latach 1997-2008 kierowała Zespołem Reaktywnego Wyłaczania, a od 2009 r. do chwili obecnej pełni funkcję Kierownika Zespołu Przetwórstwa Polimerów i Biopolimerów oraz od 2008 r. funkcję Kierownika Zakładu Technologii i Przetwórstwa Polimerów (poprzednio Zakład Polimerów Konstruktoryjnych i Specjalnych).

Jest autorką lub współautorką ponad 150 publikacji, w tym 37 w czasopiśmie z Listy Filadelfijskiej, dwóch monografi, dwóch rozdziałów w monografiach o zasięgu światowym, ponad 90 referatów i komunikatów na konferencjach krajowych i międzynarodowych oraz 12 patentów i 17 zgłoszeń patentowych. Ma na swoim koncie cztery wdrożone technologie, wiele krajowych i zagranicznych nagród i wyróżnień na międzynarodowych wystawach wynalazczości. Od 2012 r. jest członkiem zarządu Stowarzyszenia MoDeSt. Jest promotorem czterech przewodów doktorskich.



Zastępcą Dyrektora ds. Naukowo-Badawczych Instytutu została dr hab. Maria Zielecka, prof. IChP.

**Pani dr hab. Maria Zielecka, prof. IChP** jest absolwentką Wydziału Chemii Uniwersytetu Warszawskiego. Pracę zawodową rozpoczęła w Instytucie Przemysłu Gumowego „Stomil”, w którym pracowała w latach 1976-1979. W Instytucie Chemii Przemysłowej pracuje od 1979 r. specjalizując się w chemii i technologii związków krzemooorganicznych, nanomateriałów krzemionkowych oraz polimerów hybrydowych. Od 1998 r. kieruje Zespołem Polimerów Krzemu (poprzednio Zespół Silikonów). W 1999 r. uzyskała stopień doktora nauk technicznych, a w 2012 r. doktora habilitowanego. Jest autorką lub współautorką ponad 50 publikacji, w tym 18 w czasopiśmie z Listy Filadelfijskiej, ponad 40 wystąpień konferencyjnych, dwóch monografi, 22 patentów i 11 zgłoszeń patentowych. Ma na swoim koncie 14 wdrożonych technologii oraz ponad 30 nagród i dyplomów m.in. na międzynarodowych wystawach wynalazczości.

Ponadto od 2003r. jest pełnomocnikiem Dyrektora IChP ds. współpracy z Unią Europejską i przedstawicielem Legal Entity Appointed Representative współpracującym z Komisją Europejską, a od 2007 r. Przewodniczącą Komisji ds. Naukowo-Badawczych i Wdrożeń Rady Naukowej IChP. Działa w Radach Wydawniczych kilku naukowych czasopism zagranicznych.

**Serdecznie gratulujemy oraz życzymy nowej Dyrekcji pomyślności i sukcesów w kierowaniu Instytutem**

*Zespół redakcyjny czasopisma „Elastomery”*

*Oddział Elastomerów i Technologii Gumy w Piastowie Instytutu IMPIB*