

## MODELOWANIE BLACH POKRYTYCH WARSTWĄ POLIMERU W PROCESACH WYTWARZANIA PUSZEK

JERZY ROJEK

### *MODELLING OF POLYMER COATED STEEL SHEETS IN CAN MANUFACTURING PROCESSES*

#### *Abstract*

*The paper presents some aspects of introduction of the polymer coated steel into can manufacturing industry. Polymer coated steel sheet is a new a new material with very promising perspectives in packaging industry. Basic description of can manufacturing processes is given. Most important material features and requirements are identified. Mechanical properties and deformation behaviour of the steel-polymer laminate are discussed. Main interest is concentrated on mechanical properties of the PET, polymer used for coating. Basic assumptions of numerical model of the metal-polymer laminate are formulated. A constitutive model of a polymer is an important part of the laminate model. Existing constitutive models have been considered and two of them, the Arruda-Boyce and compressible Leonov model have been selected as suitable for the analysed problem. The polymer models have been implemented by the author in the finite explicit dynamic program. The models have been calibrated using available experimental results for the PET. Application of the numerical model to deep drawing of a cylindrical can from the polymer coated sheet has been presented.*

## 1. WSTĘP

Ostatnie lata przyniosły duży postęp w technologii opakowań. Producenci puszek zmuszeni są do poszukiwania nowych materiałów i nowych technologii, aby pozostać konkurencyjnymi wobec innych opakowań. Jednym z nowych materiałów są blachy pokryte warstwą polimeru. Mają one duże perspektywy w produkcji puszek do aerozoli, napojów i innych produktów spożywczych (rys. 1). Blachy pokryte polimerem są wprowadzane na rynek przez firmę Corus, znanego producenta stali. Blachy te są nowoczesnym materiałem, łączącym zalety blach stalowych, takich jak łatwość kształtowania, dobre własności me-



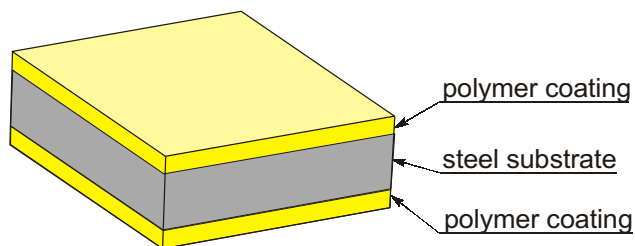
Rys. 1. Puszki z blachy pokrytej polimerem.  
Fig. 1. Food cans from polymer coated steel sheet.

chaniczne wyrobu, niski koszt, łatwy recykling z zaletami nowoczesnej powłoki polimerowej, takimi jak wysokie walory estetyczne, ochrona antykorozyjna, lekkość produktu przy jednoczesnej dużej sztywności oraz eliminacja dodatkowych operacji nakładania warstw ochronnych na puszkę.

## 2. OPIS PROBLEMU TECHNICZNEGO

### 2.1. Struktura materiału

Błachę powlekaną polimerem można traktować jako laminat, składający się z podłoża stalowego o grubości 0.12–0.2 mm pokrytego z obu stron warstwami polimeru o grubości 0.02–0.03 mm (rys. 2). Podłoże jest blachą stalową chromowaną lub cynowaną. Jako polimer stosuje się PET, czyli poli(tereftalan etylenu). W produkcji laminatu bardzo ważnym problemem jest uzyskanie dobrej przyczepności warstwy polimeru do podłoża stalowego.



Rys. 2. Struktura laminatu stal-polimer.  
Fig. 2. Structure of a steel-polymer laminate.

### 2.2. Proces kształtowania

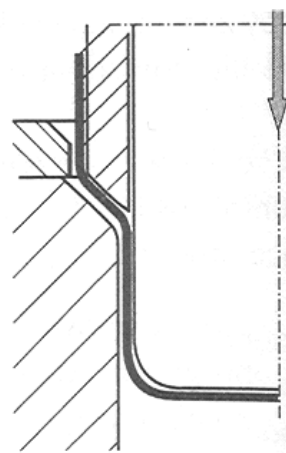
Puszki na produkty spożywcze, napoje i aerozole wytwarzane są najczęściej w wieloetapowym procesie kształtowania. Podstawowe procesy to proces głębokiego tłoczenia połączony z przetłaczaniem (ang. DRD – draw-redraw) oraz proces głębokiego tłoczenia połączony z przetłaczaniem i wyciąganiem (ang. DWI - draw and wall ironing) pokazane schematycznie na rys. 3a i 3b. W procesie wyciągania (ang. ironing) uzyskuje się znaczne pocienienie ścianki puszki zazwyczaj w kilku etapach.

Powłoka polimerowa zmienia własności technologiczne blachy. Pojawiają się nowe problemy, takie jak zapewnienie integralności powłoki polimeru oraz zachowanie przyczepności polimeru do stali w trakcie procesu kształtowania.

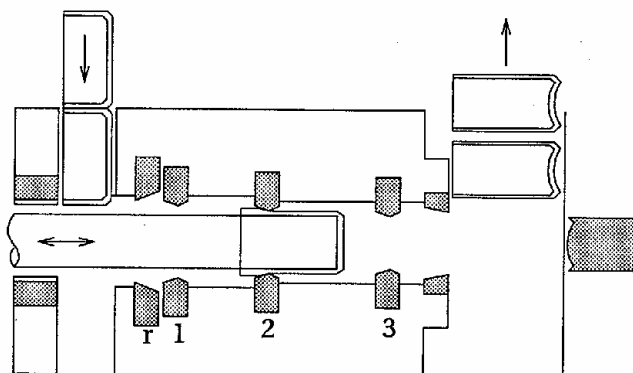
### 2.3. Charakterystyka laminatu stal-polimer

Właściwości mechaniczne i technologiczne laminatu stal-polimer zależą od właściwości materiałów składowych i ich wzajemnego oddziaływania (Rasto-

gi, 2003). Polimery i metale różnią się znacznie właściwościami mechanicznymi (rys. 4). Polimery charakteryzują się zazwyczaj znacznie niższym modułem sprężystości i naprężeniami uplastyczniającymi niż metale. Z rys. 4 widać, że wydłużenie graniczne stali jest większe niż odkształcenie, przy którym następuje uplastycznienie polimeru (PET), jest jednak mniejsze od maksymalnego wydłużenia polimeru. Odkształcanie polimeru pokrywającego podłoże stalowe jest odmienne od odkształcania swobodnego polimeru. PET na podłożu metalu można odkształcić znacznie bardziej niż swobodną folię polimeru, problem lokalizacji nie występuje dzięki adhezji pomiędzy polimerem i metalem. Przy pewnym poziomie odkształcenia niejednorodność odkształcania plastycznego uwiadcza się w mechanizmie odkształcania warstwy kontaktowej – w rezultacie wykształci się niejednorodny stan odkształcenia i naprężenia w pobliżu powierzchni styku metalu i polimeru. Może dojść do delaminacji lub rozerwania warstwy polimeru (w zależności od adhezji i własności polimeru). Zachowanie spójności między obydwoma materiałami jest niezbędne w prawidłowym procesie kształtowania laminatu.



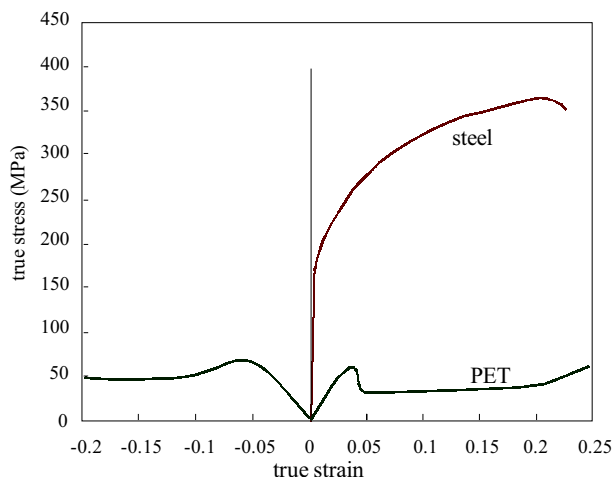
a) tłoczenie z przetłaczaniem (DRD – draw redraw)



b) tłoczenie z przetłaczaniem i wyciąganiem (DWI - draw and wall ironing)

Rys. 3. Procesy kształtowania puszek.  
Fig. 3. Can manufacturing processes.





Rys. 4. Krzywe naprężenie-odkształcenie materiałów składowych.  
Fig. 4. Stress-strain curves of the laminate components.

### 3. NUMERYCZNY MODEL LAMINATU STAL-POLIMER

#### 3.1. Podstawowe założenia modelu

Numeryczny model laminatu stal-polimer powinien uwzględniać istotne czynniki wpływające na własności technologiczne laminatu, w tym właściwości mechaniczne metalu i polimeru oraz zjawiska zachodzące w warstwie kontaktowej stal-polimer. Globalny model laminatu składać się będzie z trzech modeli lokalnych:

- model konstytutywny stali,
- model konstytutywny polimeru,
- model konstytutywny warstwy kontaktowej.

Właściwości mechaniczne polimeru silnie zależą od prędkości odkształcenia i temperatury, naprężenie uplastyczniające zależy ponadto od ciśnienia (części kulistej tensora naprężenia) (Ward i Hadley, 1993). Numeryczny model powinien uwzględniać te efekty. Modele lokalne opisują duże odkształcenia materiału. Wpływ temperatury na właściwości mechaniczne wymaga zastosowania sprzężonego termomechanicznego opisu problemu. Numeryczny model jest implementowany w programie MES z jawnym całkowaniem równań ruchu względem czasu (Rojek i in., 2001).

Niniejszy artykuł przedstawia bardziej szczegółowo sformułowanie modelu konstytutywnego polimeru. Odkształcanie stali jest opisywane za pomocą sprężysto-plastycznego modelu przedstawionego przez Rojka i in. (2001).

Warstwa kontaktowa polimer-metal jest modelowana przy założeniu doskonałej przyczepności obu materiałów. Założenie to jest słuszne, jeśli w procesie kształtowania nie następuje zerwanie więzów adhezyjnych w warstwie kontaktowej.

#### 3.2. Właściwości mechaniczne PET

Rysunek 5 przedstawia doświadczalne krzywe naprężenie-odkształcenie dla jednoosiowego ściskania PET przy różnych prędkościach odkształcenia i temperaturach na podstawie (Dupaixa i Boyce, 2005). Widoczny jest wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na właściwości mechaniczne PET.

PET jest semikrystalicznym polimerem o strukturze złożonej z frakcji amorficznej i krystalicznej. Właściwości polimeru zależą od stopnia krystalizacji. Wpływ temperatury uwidacznia się w przypadku polimeru amorficznego zwłaszcza przy przekraczaniu temperatury zeszklenia. Temperatura zeszklenia rozpatrywanego polimeru, amorficznego PET wynosi ok. 80°C. Poniżej temperatury zeszklenia krzywe ściskania posiadają wyraźną granicę plastyczności z następującym osłabieniem, następnie występuje zakres stabilnego płynięcia oraz umocnienia materiału związany z uporządkowaniem łańcuchów cząsteczek polimeru wzdłuż kierunku obciążenia (rys. 5a i 5b). Krzywe ściskania na rys. 5d są typowymi krzywymi dla elastomerów - powyżej temperatury zeszklenia PET wykazuje właściwości typowe dla elastomerów.

#### 3.3. Modele konstytutywne polimerów

Rozwinięto wiele różnorodnych modeli konstytutywnych, fenomenologicznych i mikromechanicznych, modelujących deformację polimerów. Do najbardziej popularnych modeli fenomenologicznych należą modele zaproponowane przez Boyce i in. (1988), Arrudę i Boyce (1993), Arrudę i in. (1995), ściślejszy model Leonova zaproponowany przez Tervoorta (1996), oraz model sformułowany przez Bergstroma i Boyce (1998). W niniejszej pracy stosowany będzie model Arrudy-Boyce (Arruda i Boyce, 1993).

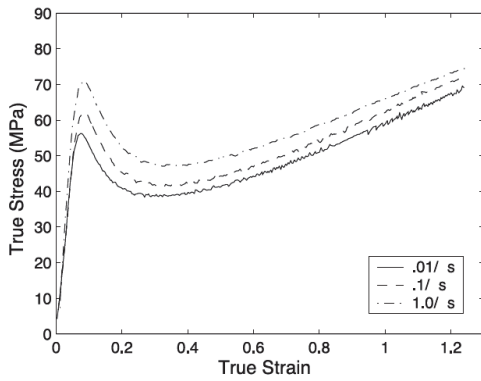
#### 3.4. Model konstytutywny Arrudy-Boyce

Złożone właściwości sprężysto-lepko-plastyczne polimerów reprezentuje się przez różnorodne złożone modele reologiczne przedstawiane jako szeregowo i równoległe połączenia sprężyn i tłumików. Schemat reologiczny odpowiadający modelowi Arrudy-Boyce jest przedstawiony na rys. 6. Zbudowany jest on przez szeregowo połączenie sprężyny (e) reprezentującej zachowanie sprężyste i elementu Kelvina-Voigta (p) reprezentującego własności reologiczne (plastyczne).

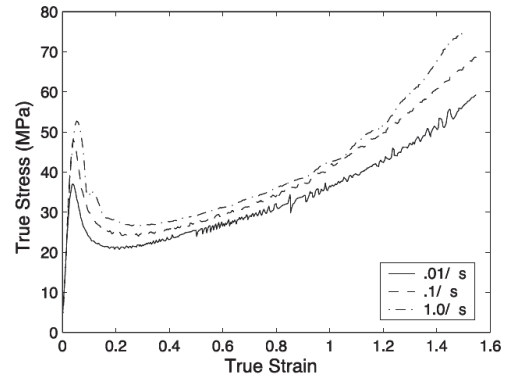
Opis dużych odkształceń niesprężystych wykorzystuje moltiplikatywny rozkład tensora gradientu deformacji  $\mathbf{F}$  na część sprężystą i plastyczną

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^e \mathbf{F}^p \quad (1)$$

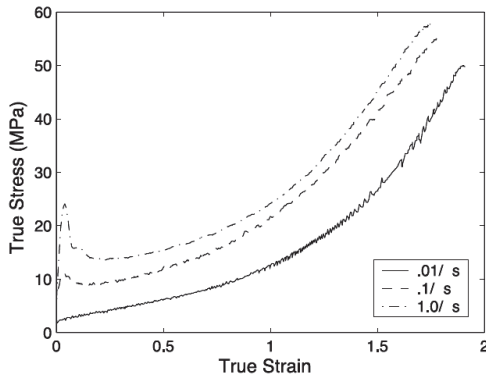




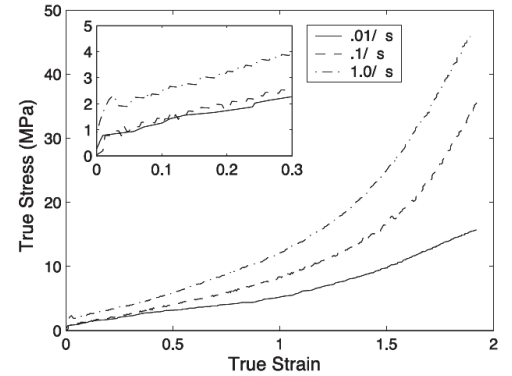
a) T = 25°C



b) T = 60°C



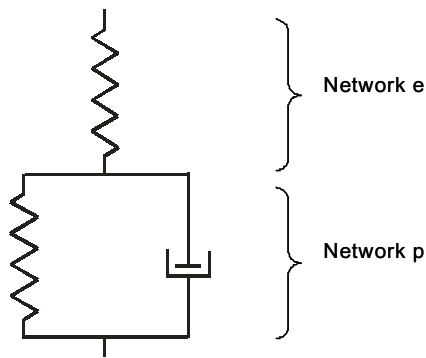
c) T = 80°C



d) T = 90°C

Rys. 5. Doświadczalne krzywe naprężenie-odkształcenie dla jednoosiowego ściskania PET, według [4].

Fig. 5. Experimental uniaxial compression stress-strain curves of the PET, from [4].



Rys. 6. Schemat reologiczny modelu Arruda-Boyce.

Fig. 6. Rheological scheme of the Arruda-Boyce model.

Tensor naprężenia Cauchy'ego  $\mathbf{T}$  jest wyznaczany z następującej zależności:

$$\mathbf{T} = \frac{1}{J^e} \left( 2\mu^e \mathbf{E}^e + \lambda^e \text{tr}[\mathbf{E}^e] \mathbf{I} \right) \quad (2)$$

gdzie  $\mu^e, \lambda^e$  są stałymi Lamégo, a  $\mathbf{E}^e$  jest tensorem odkształcenia Hencky'ego, obliczanym przy wykorzystaniu rozkładu (1)

$$\mathbf{E}^e = \ln[\mathbf{V}^e] \quad (3)$$

$$J^e = \det[\mathbf{F}^e] \quad (4)$$

$\mathbf{E}^e$  jest lewym tensorem rozciągnięcia otrzymanym przez rozkład polarny tensora  $\mathbf{F}^e$

$$\mathbf{F}^e = \mathbf{V}^e \mathbf{R}^e \quad (5)$$

Tensor prędkości odkształcenia plastycznego jest dany następującym równaniem:

$$\mathbf{D}_p = \frac{\dot{\gamma}^p}{\tau} \text{dev}[\mathbf{T}^*] \quad (6)$$

gdzie  $\tau$  jest zastępczym naprężeniem,

$$\tau = \left\| \text{dev}[\mathbf{T}^*] \right\| \quad (7)$$

$\mathbf{T}^*$  jest naprężeniem sterującym plastycznym płynięciem:

$$\mathbf{T}^* = \mathbf{T} - \frac{1}{J^e} \mathbf{F}^e \mathbf{T}^p \mathbf{F}^{eT} \quad (8)$$

gdzie  $\mathbf{T}^p$  jest naprężeniem w sprężynie modelującej umocnienie materiału.

Prędkość plastycznego płynięcia

$$\dot{\gamma}^p = \dot{\gamma}_0 \exp \left[ \frac{-\Delta E^*}{k_B \vartheta} \left( 1 - \left( \frac{\tau}{s + \alpha_p p} \right)^{\frac{5}{6}} \right) \right] \quad (9)$$



$\Delta E^*$  – energia aktywacji plastycznego płynięcia dla stanu beznaprężeniowego,

$\dot{\gamma}_0$  – mnożnik prędkości plastycznego płynięcia,

$\alpha_p$  – parametr wrażliwości na ciśnienie,

$p$  – ciśnienie,

$s$  – wytrzymałość na ścinanie,

$k_B$  – stała Boltzmanna,

$\theta$  – temperatura bezwzględna.

Oslabienie po uplastycznieniu jest uwzględnione przez przyjęcie równania ewolucji dla wytrzymałości na ścinanie  $s$

$$\dot{s} = h \left( 1 - \frac{s}{s_{ss}} \right) \dot{\gamma}^p, \quad s(0) = s_0 \quad (10)$$

$s_0$  – początkowa wytrzymałość na ścinanie,

$s_{ss}$  – końcowa wytrzymałość na ścinanie,

$h$  – moduł osłabienia.

Naprężenia  $\mathbf{T}^p$  reprezentujące opór materiału w wyniku umocnienia przy dużych odkształceniach są wyznaczane przy zastosowaniu modelu nieliniowej sprężystości dla elastomerów (Boyce i in., 1988, Arruda i Boyce, 1993):

$$\mathbf{T}^p = \mu \operatorname{dev}[\mathbf{B}^p] \quad (11)$$

gdzie:

$$\mathbf{B}^p = \mathbf{F}^p \mathbf{F}^{pT}$$

$\mu$  jest modułem sprężystości nieliniowej obliczanym z następującego równania

$$\mu = \mu_R \left( \frac{\lambda_L}{3\lambda^p} \right) L^{-1} \left( \frac{\lambda^p}{\lambda_L} \right) \quad (12)$$

gdzie  $\mu_R$  i  $\lambda_L$  są stałymi materiałowymi,  $\mu_R$  ma charakter modułu, a  $\lambda_L$  jest pewnym charakterystycznym wydłużeniem zwanym blokującym (ang. locking),  $\lambda^p$  jest efektywnym (zastępczym) wydłużeniem

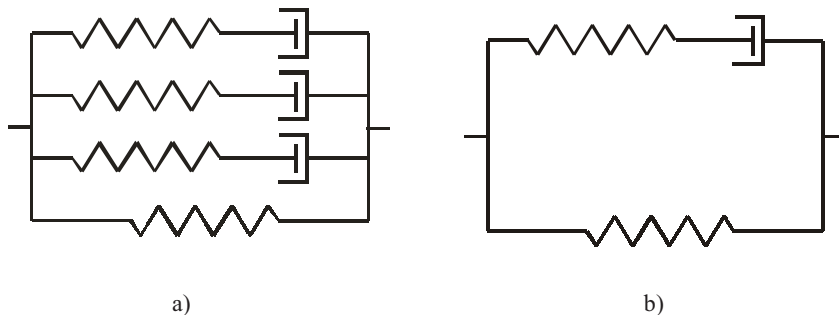
$$\lambda^p = \sqrt{\operatorname{tr}[\mathbf{B}^p]}/3 \quad (13)$$

a  $L(x)$  jest funkcją Langevina daną przez

$$L(x) = \operatorname{coth}(x) - 1/x \quad (14)$$

### 3.5. Model ściśliwy Leonova

Uogólniony ściśliwy model Leonova jest zbudowany z pewnej liczby elementów Maxwella połączonych równolegle (rys. 7). Został on zaproponowany przez Tervoorta (1996), który rozdzielił naprężenie w elemencie Maxwella na ciśnienie i część dewiatorową. Taki element został przez niego nazwany „ele-



Rys. 7. Schemat reologiczny modelu ściśliwego Leonova: a) z trzema elementami Leonova, b) z jednym elementem Leonova.

Fig. 7. Rheological scheme of the compressible Leonov model: a) with three Leonov elements, b) with one Leonov element.

mentem Leonova”, a cały model ściśliwym modelem Leonova. Wzmocnienie odkształceniowe materiału jest reprezentowane przez nieliniową sprężynę równoległą do elementów Leonova (rys. 7). Uogólniony model Leonova może wymagać wyznaczenia wielu parametrów w zależności od liczby zastosowanych elementów Leonova. W wielu przypadkach wystarczy użyć jednego elementu Leonova z równoległą nieliniową sprężyną reprezentującą wzmocnienie odkształceniowe (rys. 7b). W takim przypadku tensor naprężenia Cauchy'ego  $\mathbf{T}$  można podzielić na naprężenie w elemencie Leonova  $\mathbf{T}^L$  i naprężenie reprezentujące wzmocnienie materiału  $\mathbf{T}^H$

$$\mathbf{T} = \mathbf{T}^L + \mathbf{T}^H \quad (15)$$

Do obliczenia naprężenia reprezentującego wzmocnienie materiału można stosować podobnie jak w przypadku modelu Arrudy-Boyce model wykorzystujący funkcję Langevina. Naprężenie w elemencie Leonova  $\mathbf{T}^L$  jest rozłożone z kolei na część spowodowaną odkształceniem objętościowym  $\mathbf{T}^v$  oraz część dewiatorową  $\mathbf{T}^d$

$$\mathbf{T}^L = \mathbf{T}^v + \mathbf{T}^d \quad (16)$$

Dewiator naprężenia  $\mathbf{T}^d$  jest naprężeniem sterującym płynięciem plastycznym, które jest opisane za pomocą nieniutonowskiego prawa

$$\mathbf{D}^p = \frac{1}{2\eta} \mathbf{T}^d \quad (17)$$

z lepkością  $\nu$  obliczaną według równania

$$\eta = A\tau_0 \frac{(\tau_{eq}/\tau_0)}{\sinh(\tau_{eq}/\tau_0)} \quad (18)$$

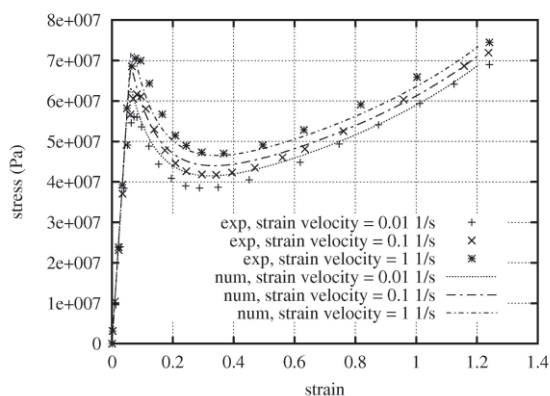
gdzie  $\tau_0$  jest stałą materiałową o charakterze naprężenia, a  $\tau_{eq}$  jest naprężeniem równoważnym

$$\tau_{eq} = \sqrt{\mathbf{T}^d : \mathbf{T}^d} \quad (19)$$

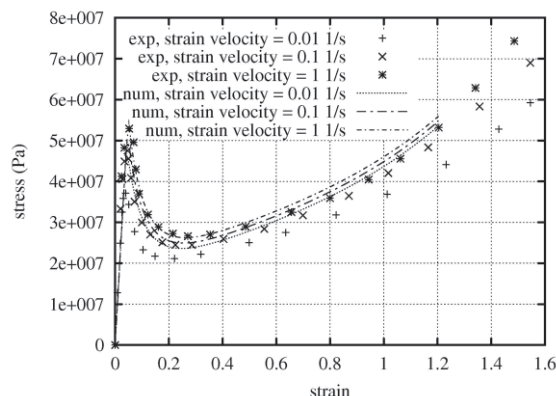
Zmienna  $A$  jest obliczana z następującego równania:



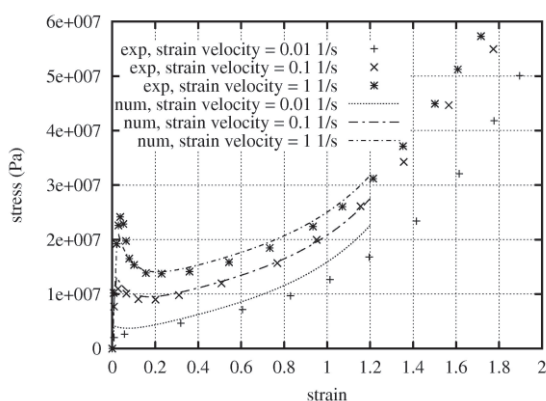




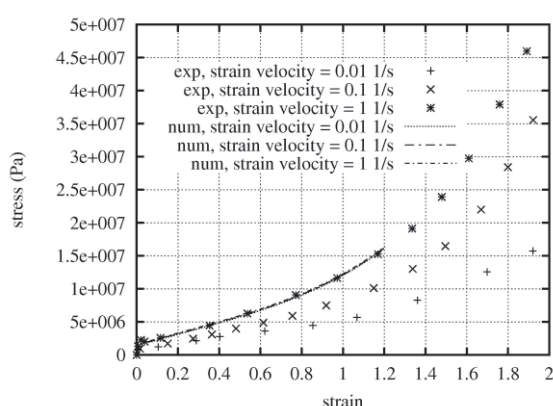
a) T = 25°C



b) T = 60°C



c) T = 80°C



d) T = 90°C

Rys. 8. Numeryczne (model Arruda-Boyce) i doświadczalne krzywe naprężenie-odkształcenie.  
Fig. 8. Numerical (Arruda-Boyce model) and experimental stress-strain curves.

$$A = A_0 \exp \left[ \frac{\Delta H}{R\theta} + \frac{\mu p}{\tau_0} - D \right] \quad (20)$$

gdzie  $A_0$  jest stałą materiałową,  $\Delta H$  – energią aktywacji,  $R$  – uniwersalną stałą gazową,  $\theta$  – absolutną temperaturą,  $p$  – ciśnieniem,  $\mu$  – parametrem wrażliwości na ciśnienie,  $D$  – parametrem osłabienia, którego zmiany określa następujące równanie ewolucji

$$\dot{D} = h \left( 1 - \frac{D}{D_\infty} \right) \dot{\gamma}^p \quad (21)$$

gdzie  $h$  jest modułem osłabienia,  $D_\infty$  – wartością graniczną parametru osłabienia,  $\dot{\gamma}^p$  – efektywną prędkością plastycznego płynięcia.

## 4. PRZYKŁADY NUMERYCZNE

### 4.1. Symulacja próby osiowego ściskania

Doświadczalne krzywe naprężenie-odkształcenie uzyskane w próbach osiowego ściskania pokazane na rys. 4 zostaną wykorzystane do kalibracji modelu Ar-

ruddy-Boyce oraz ściśliwego modelu Leonova dla PET – polimeru stosowanego jako warstwa pokrywająca w blasze stosowanej do produkcji puszek.

W celu wyznaczenia stałych materiałowych przeprowadzono analizę ściskania pojedynczego elementu. Model konstytutywny implementowano dla ośmiowęzłowego elementu bryłowego Q1/P0. Jest to element oparty na sformułowaniu mieszanym z liniową interpolacją pola przemieszczeń i stałym polem ciśnienia w elemencie (Zienkiewicz i Taylor, 2000). W tym elemencie nie występuje zjawisko blokady objętościowej (Rojek i Zienkiewicz, 2001). Stałe materiałowe znalezione metodą prób i błędów. Najpierw przeprowadzono analizę wrażliwości rozwiązania na zmiany poszczególnych parametrów, a następnie zmieniano je aby uzyskać zadowalającą aproksymację krzywych doświadczalnych. Aproksymacja krzywych doświadczalnych uzyskana w analizie numerycznej jest pokazana na rys. 8 w zestawieniu z krzywymi doświadczalnymi. Analizę przeprowadzono dla różnych temperatur i różnych prędkości odkształcenia. Wyznaczone stałe materiałowe podano w Tabelicy 1.

Kalibrację ściśliwego modelu Leonova przeprowadzono dla temperatur 25 i 60°C przy różnych prędko-



ści odkształcenia. Stałe materiałowe znalezione metodą prób i błędów są podane w Tabelicy 2. Aproksymacja krzywych doświadczalnych uzyskana w analizie numerycznej jest pokazana na rys. 9. Można zaobserwować, że obydwa modele, model Arrudy-Boyce oraz ściśliwy model Leonova, pozwalają uzyskać podobny charakter krzywej naprężenie-odkształcenie.

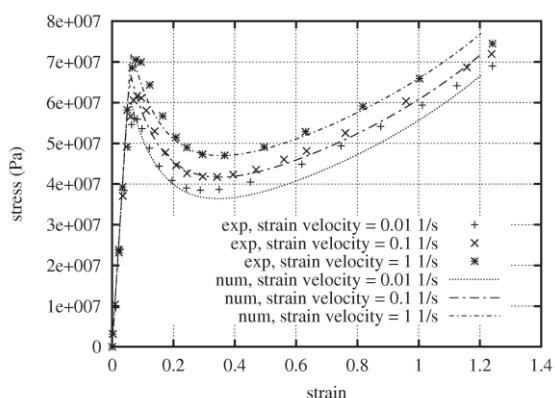
## 4.2. Symulacja tłoczenia puszkii cylindrycznej

Przeprowadzono symulację numeryczną tłoczenia puszkii cylindrycznej z wykrojki o średnicy 150 mm z blachy pokrytej polimerem. Rys. 10 pokazuje model MES. Analizę przeprowadzono dla ćwiartki geometrii. Warstwę stali i pokrycia polimerowego dyskretyzowano 8-węzłowymi elementami bryłowymi Q1/P0.

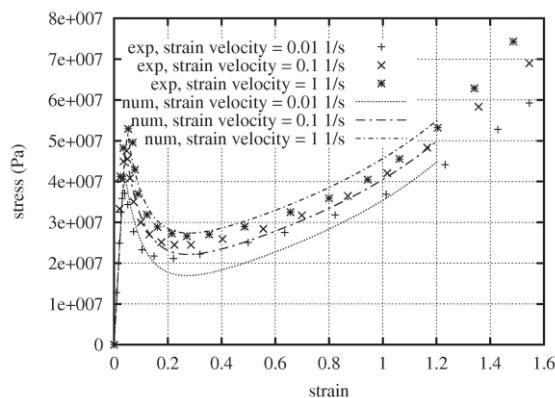
Założono doskonałą przyczepność między stałą

Tabelica 2. Stałe materiałowe dla ściśliwego modelu Leonova

Parametr	T = 25°C	T = 60°C
$E$ (Pa)	1.15E9	1.15E9
$n$	0.33	0.33
$\Delta H$ (J·mol <sup>-1</sup> )	2.0E5	1.8E5
$A_0$ (s <sup>-1</sup> )	4.1E-23	4.1E-23
$m$	0.047	0.047
$\tau_0$ (Pa)	0.7E6	0.7E6
$D_\infty$	17.3	15
$h$	120	160
$\mu_R$ (Pa)	7.0E6	7.0E6
$\lambda_L$	2.5	2.5



a) T = 25°C



b) T = 60°C

Rys. 9. Numeryczne (ściśliwy model Leonova) i doświadczalne krzywe naprężenie-odkształcenie.

Fig. 9. Numerical (compressible Leonov model) and experimental stress-strain curves.

Tabelica 1. Stałe materiałowe dla modelu Arrudy-Boyce

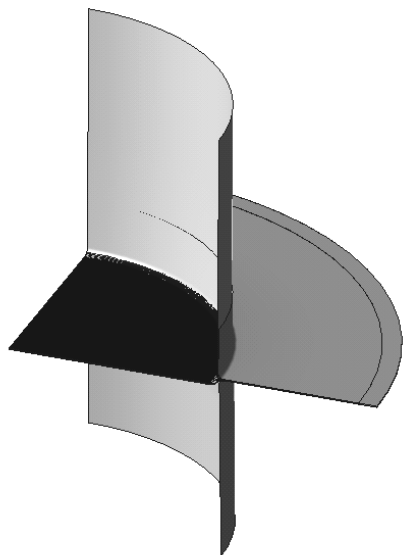
Parametr	T = 25°C	T = 60°C	T = 80°C	T = 90°C
$E$ (Pa)	1.15E9	1.15E9	0.9E9	0.9E8
$n$	0.33	0.33	0.33	0.33
$\Delta E^*$ (J)	3.23E-19	3.23E-19	3.23E-19	3.23E-19
$\dot{\gamma}_0$ (s <sup>-1</sup> )	1.E16	1.E16	1.E28 ( $\dot{\epsilon} = 0.01s^{-1}$ ) 1.E21 ( $\dot{\epsilon} = 0.1s^{-1}$ ) 1.E16 ( $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ )	1.E16
$\alpha_p$	0.08	0.08	0.08	0.08
$s_0$ (Pa)	85.E6	64.E6	25.E6	3.E6
$s_{ss}$ (Pa)	41.E6	21.E6	13.E6	2.E6
$h$ (Pa)	200.E6	150.E6	100E6	100.E6
$\mu_R$ (Pa)	7.0E6	7.0E6	2.3E6	2.1E6
$\delta_L \lambda_L$	2.5	2.5	1.8	1.8

a polimerem. Problem traktowano jako izotermiczny zakładając, że wzrost temperatury jest nieznaczny i nie wpływa znacząco na właściwości materiałów. Polymer modelowano za pomocą modelu Arrudy-Boyce z parametrami wyznaczonymi dla temperatury 25°C podanymi w tabelicy 1. Wyniki symulacji numerycznej są przedstawione na rys. 11.

## 5. WNIOSKI KOŃCOWE

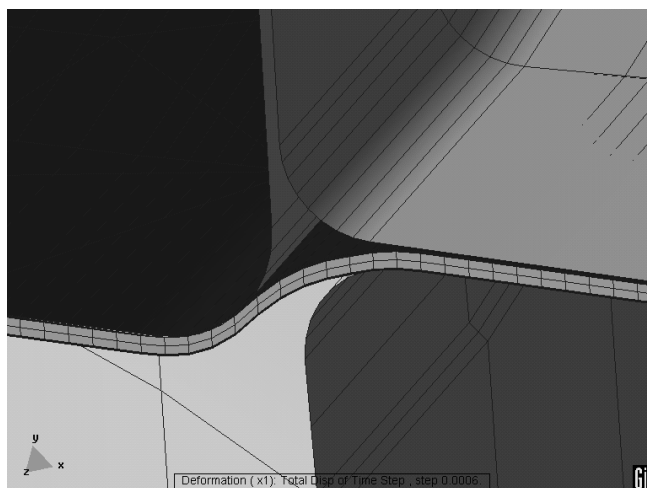
Blacha pokrywania polimerem jest nowym materiałem o dużych możliwościach w produkcji opakowań. Powłoka polimerowa zmienia właściwości technologiczne blachy. Symulacja numeryczna może pomóc w optymalizacji procesu wytwarzania. Modelowanie wymaga zaawansowanych modeli. W artykule przedstawiono sformułowanie dwóch modeli konstytutywnych dla polimeru, modelu Arrudy-Boyce oraz ściśliwego modelu Leonova. Modele zostały im-





Deformation (x1): Total Disp of Time Step , step 0.0006.

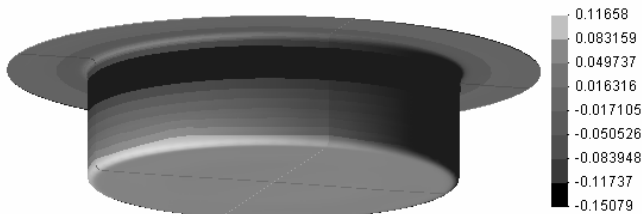
a)



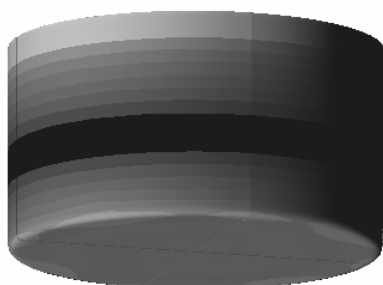
b)

Rys. 10. Model MES głębokiego tłoczenia puszki z blachy pokrytej polimerem.

Fig. 10. Finite element model of deep drawing of a can from polymer coated sheet.



a)



b)

Rys. 11. Wytłoczką puszką z rozkładem zmian grubości w różnych etapach tłoczenia.

Fig. 11. Deformed shape of a can with thickness strain distribution at different stages of forming.

plementowane we własnym programie numerycznym i zastosowane do symulacji testu osiowego ściskania próbki polimeru. Następnie przeprowadzono obliczenia praktycznego przykładu tłoczenia puszką cylindrycznej z blachy stalowej pokrytej polimerem. Przykłady te pokazały poprawność działania modeli numerycznych.

*Podziękowanie: Praca była wykonana w ramach projektu Polycoat finansowanego przez Komisję Europejską (NMP3-CT-2003-CT2000-505635).*

## LITERATURA

- Arruda, E.M., Boyce, M.C., 1993, Evolution of plastic anisotropy in amorphous polymers during finite straining, *Int. Journal of Plasticity*, 9, 697-720.
- Arruda, E.M., Boyce, M.C., Jayachandran, R., 1995, Effects of strain rate, temperature and thermomechanical coupling on the finite strain deformation of glassy polymers, *Mechanics of Materials*, 19, 193-212.
- Bergström, J.S., Boyce, M.C., 1998, Constitutive modelling of the large strain time-dependent behavior of elastomers, *J. Mech. Phys. Solids*, 46, 931-954.
- Boyce, M.C., Parks, D.M., Argon, A.S., 1988, Large inelastic deformation of glassy polymers. Part I: Rate dependent constitutive model, *Mechanics of Materials*, 7, 15-33.
- Dupaixa, R.B., Boyce, M.C., 2005, Finite strain behavior of poly(ethylene terephthalate) (PET) and poly(ethylene terephthalate)-glycol (PETG), *Polymer* (article in press, available on-line)
- Rastogi, R., 2003, Aspects of plastic deformation of PET-steel laminates, PhD thesis, Technische Universiteit Eindhoven.
- Rojek, J., Zienkiewicz, O.C., Onate, E., Postek, E., 2001, Advances in FE explicit formulation for simulation of metalforming processes, *Journal of Materials Processing Technology*, 119, 41-47.
- Rojek, J., Zienkiewicz, O.C., 2001, Eliminacja blokady objętościowej w liniowych elementach trójkątnych i czworokątnych. Zastosowanie do symulacji przeróbki plastycznej na zimno, *Informatyka w Technologii Materiałów*, 1 (2), 73-89.
- Tervoort, T.A., 1996, Constitutive modelling of polymer glasses: finite, nonlinear viscoelastic behaviour of polycarbonate, PhD thesis, Technische Universiteit Eindhoven.
- Ward, I.M., Hadley, D.W., 1993, *Mechanical Properties of Solid Polymers*, Wiley.
- Zienkiewicz, O.C., Taylor, R.L., 2000, *Finite Element Method*, Butterworth Heinemann.

Artykuł otrzymano do druku 8 listopada 2005 r.

