

Uogólniony model uplastyczniania tworzyw polimerowych w procesie wytłaczania

Adrian Lewandowski¹⁾, Krzysztof Wilczyński^{1),*}

DOI: [dx.doi.org/10.14314/polimery.2018.6.5](https://doi.org/10.14314/polimery.2018.6.5)

Streszczenie: Przedstawiono uogólnioną metodę modelowania uplastyczniania tworzyw polimerowych w procesie wytłaczania, niezależną od sposobu wytłaczania i niewymagającą znajomości mechanizmu uplastyczniania. Proponowana metoda polega na modelowaniu przepływu dwufazowego (płyn/ciało stałe) jako przepływu jednofazowego, w którym materiał występuje w stanie stałym lub płynnym, w zależności od warunków przepływu. Zastosowano równanie reologiczne Crossa-WLF (Williamsa-Landela-Ferry'ego), umożliwiające zdefiniowanie tworzywa w stanie stałym jako płynu o dużej lepkości, natomiast tworzywa w stanie uplastycznionym jako płynu o małej lepkości. Zagadnienie rozwiązywano w odniesieniu do wytłaczania jednoślindakowego, z założeniem przepływu nienewtonowskiego, trójwymiarowego, niezotermicznego, z zastosowaniem narzędzi obliczeniowej mechaniki płynów (ang. CFD, *Computational Fluid Dynamics*). Przebieg uplastyczniania był definiowany przez rozkład temperatury płynu, wyznaczający obszar ciała stałego i obszar płynu.

Słowa kluczowe: modelowanie, wytłaczanie, uplastycznianie tworzywa.

General model of polymer melting in extrusion process

Abstract: A procedure of general modeling of polymer melting in extrusion process has been presented. The procedure is independent on the type of extrusion, and does not require any knowledge of melting mechanism. The procedure involves modeling the two-phase flow (fluid/solid) as a single-phase flow in which the material, depending on the flow conditions, is solid or fluid. Cross-WLF rheological model has been used, which defines the solid polymer as a high viscosity fluid, while the polymer melt as a low viscosity fluid. The problem has been solved for single screw extrusion process as a three-dimensional, non-isothermal, non-Newtonian flow using CFD (Computational Fluid Dynamics) software. Melting progress is defined by the temperature distribution which determines the regions of solid and fluid.

Keywords: modeling, extrusion, polymer melting.

Modelowanie procesów przetwórstwa tworzyw umożliwia prognozowanie ich przebiegu na podstawie danych procesowych (materiałowych, technologicznych i geometrycznych). Szczegółne wyzwanie stanowi modelowanie tzw. procesów ślimakowych, czyli wytłaczania i wtryskiwania, ponieważ w takich wypadkach jest konieczny opis transportu tworzywa w stanie stałym, uplastyczniania tworzywa i wreszcie przepływu tworzywa uplastycznionego. W odniesieniu do procesów przetwórstwa stosunkowo dobrze są opisane przepływy tworzywa w stanie uplastycznionym. Natomiast transport tworzywa w stanie stałym, a także jego uplastycznianie są nadal dosyć słabo poznane. Odpowiedni model uplastyczniania tworzywa stanowi podstawę budowy całościowego modelu procesu przetwórczego.

Pierwszy model przepływu tworzywa w wytłaczarce jednoślindakowej w 1953 r. opracowali Carley i współpr. [1]. Pierwsze badania uplastyczniania tworzywa wykonali Maddock [2] i Street [3], którzy zaproponowali metodę polegającą na wyjmowaniu ślimaka z wytłaczarki, po uprzednim szybkim jej ochłodzeniu, i obserwacji zdjętej ze ślimaka wstęgi tworzywa. Analiza przekroju poprzecznego wstęgi umożliwiła poznanie mechanizmu uplastyczniania. Zauważono, że między tworzywem stałym a cylindrem tworzyła się warstewka tworzywa uplastycznionego, zgarniana w stronę aktywnego zwoju ślimaka. W wyniku uplastyczniania wysokość stałej warstwy tworzywa się nie zmieniała, zmniejszała się natomiast jej szerokość. Mechanizm uplastyczniania przedstawiają rys. 1 i rys. 2.

Tadmor [5, 6] opracował pierwszy model matematyczny uplastyczniania, a następnie zbudował pierwszy całościowy model procesu EXTRUD [7]. W następnych latach powstało kilka innych modeli komputerowych wytłaczania jednoślindakowego, np. program NEXTRUCAD

¹⁾ Politechnika Warszawska, Instytut Technik Wytwarzania, ul. Narbutta 85, 02-524 Warszawa.

^{*}) Autor do korespondencji:

e-mail: k.wilczynski@wip.pw.edu.pl



Rys. 1. Mechanizm uplastyczniania tworzywa w wylaczarce jednošlimakowej [4]

Fig. 1. Melting mechanism in single screw extruder [4]

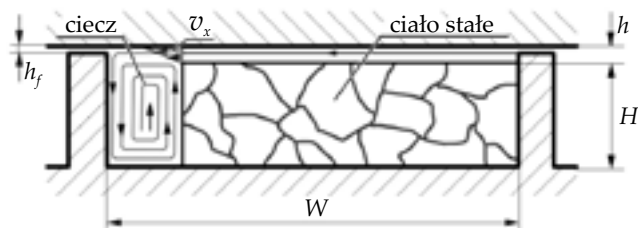
Vlachopoulou [8], REX – Potente [9], SSEM (*Single Screw Extrusion Model*) – Wilczyński [10].

Wylaczanie dwušlimakowe jest poznane gorzej niŹ wylaczanie jednošlimakowe. Badania nad wylaczaniem wspólnym zainicjował White. Na podstawie badañ przepływu [11, 12] i uplastyczniania tworzywa [13, 14] w wylaczarce wspólnie opracowano pierwszy komputerowy model procesu wspólnego Akro-Co-Twin [13]. NiezaleŹnie prowadzone badania Potente [15, 16] doprowadziły do budowy programu SIGMA [17], a badania Vergnesa – do programu Ludovic [18]. Prace dotyczące wylaczania przeciwbieŹnego równieŹ zainicjował White. Na podstawie badañ przepływu [19, 20] i uplastyczniania tworzywa [21, 22] w wylaczarce przeciwbieŹnej opracowano pierwszy komputerowy model procesu przeciwbieŹnego Akro-Counter-Twin [23]. Wilczyński i wspólnie w ramach kontynuacji tych badañ zbudowali program TSEM (*Twin Screw Extrusion Model*) [24–26].

Prace dotyczące wylaczania jednošlimakowego z zasilaniem dozowanym były jak dotąd nieliczne. Obszerne analizę tego procesu przedstawił dopiero Thompson [27], następnie Wilczyński, na podstawie badañ doświadczalnych [4], zaproponował mechanizm uplastyczniania i model uplastyczniania tworzywa w wylaczarce zasilanej w sposób dozowany [28], opracował teŹ pierwszy model komputerowy tego procesu SSEM_Starve [29].

Wykorzystywane metody badania i modelowania procesu wylaczania zaadaptowano do modelowania procesu wtryskiwania, z oczywistym uwzględnieniem odmienności tych procesów. Obecnie znany jest jedynie jeden program symulacji wtryskiwania – PSI, którego podstawy opracował Potente, np. [30, 31]. Warto jednak zauwaŹyć zaawansowane prace w tym zakresie Stellera i wspólnie, np. [32–34], które w niedługim czasie powinny zaowocować odpowiednim oprogramowaniem.

MoŹna więc podsumować [35, 36] – bazę całošciowych (globalnych) modeli procesu wylaczania stanowią modele uplastyczniania zaproponowane przez Tadmora (wylaczanie jednošlimakowe) [5, 6], White'a (wylaczanie dwušlimakowe wspólnie) [13, 14] oraz Wilczyńskiego (wylaczanie dwušlimakowe przeciwbieŹne) [21, 22] i (wylaczanie jednošlimakowe z dozowaniem) [4, 28]. Na podstawie tych modeli zbudowano pierwsze modele całošciowe poszczególnych odmian wylaczania: wylaczania jednošlimakowego EXTRUD [7], wylaczania dwušlimakowego wspólnie Akro-Co-Twin [13], wylaczania dwušlimakowego przeciwbieŹnego Akro-



Rys. 2. Model geometryczny mechanizmu uplastyczniania: W – szerokość kanału ślimaka, H – wysokość kanału, h_f – szczelina między wierzchołkami uzwojenia ślimaka a cylindrem, h – grubość warstewki tworzywa uplastycznionego, v_x – składowa prędkość przepływu poprzeczny w warstewce tworzywa uplastycznionego

Fig. 2. Geometrical model of melting mechanism: W – screw channel width, H – screw channel height, h_f – clearance between the screw flights and barrel, h – thickness of melt film, v_x – velocity component of transverse flow in the melt film

-Counter-Twin [23] i wylaczania jednošlimakowego z zasilaniem dozowanym SSEM_Starve [29].

We wszystkich wspomnianych odmianach wylaczania metodyka modelowania uplastyczniania tworzywa polega na wykonaniu doświadczenia w celu poznania mechanizmu uplastyczniania, następnie zaproponowaniu modelu tego mechanizmu (przyjęciu odpowiednich załoŹeń geometrycznych, materiałowych i procesowych) i wreszcie opracowaniu modelu matematycznego. Modele te nie mają więc charakteru ogólnego i sę ograniczone do wybranej metody wylaczania, a takŹe określonego przetwarzanego materiału. Przykładowo, uplastycznianie tworzyw wykazujących poślizg podczas przepływu nie przebiega wg modelu Tadmora, gdyż uplastczone tworzywo nie gromadzi się przy aktywnym zwoju ślimaka, lecz przepływa w stronę zwoju biernego.

Znane modele nie mają charakteru ogólnego takŹe ze względu na warunki technologiczne i geometryczne procesu. Mechanizm uplastyczniania moŹe się zmieniać, np. w zaleŹności od prędkości obrotowej i geometrii ślimaka.

Brak dostępnnych modeli uplastyczniania o ogólnym charakterze, a w konsekwencji modeli globalnych procesu jest szczególnie istotny wobec dynamicznego rozwoju inŹynierii materiałowej i metod wytwarzania nowych, zaawansowanych materiałów polimerowych, np. mieszanin polimerów lub kompozytów polimerowych. Przetwórstwo zaawansowanych materiałów polimerowych różni się zasadniczo od przetwórstwa tworzyw tradycyjnych. Modelowanie więc takŹe musi być inne, uwzględniające odmienność zjawisk fizycznych występujących podczas procesów przetwórczych – związanych np. z mechanizmem transportu i uplastyczniania tworzywa – jak równieŹ różnice charakterystyki termoreologicznej tworzywa oraz kształtowania się struktury materiału. Przykładem odmienności sę tu mechanizmy uplastyczniania w toku tradycyjnego wylaczania jednošlimakowego i wylaczania z dozowanym zasilaniem polimerowych kompozytów drzewnych, np. [37, 38], a takŹe wylaczania mieszanin polimerów, np. [39, 40].

Czy możliwe jest więc rozwiązanie ogólne zagadnienia modelowania uplastyczniania, bez odwoływania się do określonego mechanizmu uplastyczniania definiowanego metodą wytłaczania, rodzajem tworzywa i warunkami procesu? Niedawno Spalding [35], w odniesieniu do wytłaczania jednoślismakowego, rozwiązał równania zachowania ruchu i energii w przestrzeni przepływu tworzywa, bez wyodrębniania fazy stałej i ciekłej, i zdefiniował te fazy za pomocą uzyskanego w wyniku obliczeń rozkładu temperatury.

W niniejszym artykule również podjęto próbę uogólnionego modelowania procesu uplastyczniania, zwracając szczególną uwagę na metodykę modelowania (odpowiednie warunki definiowania przestrzeni obliczeń wyznaczanej przez siatkę elementów skończonych) oraz badając wpływ parametrów materiałowych przetwarzanego tworzywa na przebieg uplastyczniania.

METODYKA UOGÓLNIONEGO MODELOWANIA UPLASTYCZNIANIA

Koncepcja modelowania

Podstawę uogólnionego modelowania uplastyczniania tworzywa w procesie wytłaczania stanowi koncepcja modelowania przepływu dwufazowego (płyn/ciało stałe) jako przepływu jednofazowego, w którym materiał w zależności od warunków przepływu występuje w stanie stałym lub płynnym.

Konstytutywną bazę modelowania może tutaj stanowić równanie reologiczne Crossa-WLF (WLF, Williams-Landela-Ferry'ego), umożliwiające zdefiniowanie tworzywa w stanie stałym jako płynu o dużej lepkości, natomiast tworzywa w stanie uplastycznionym – jako płynu o małej lepkości.

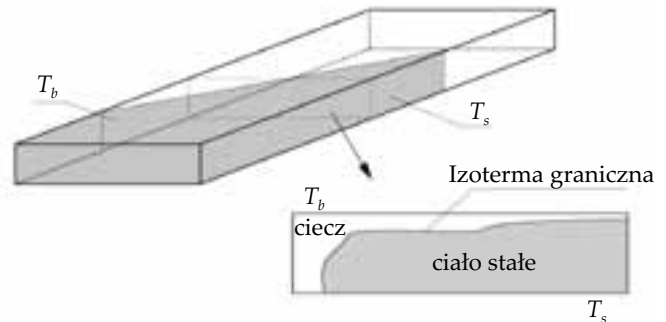
Równanie to jest zwykle podawane w postaci:

$$\eta = \frac{\eta_0}{1 + \left(\frac{\eta_0 \dot{\gamma}}{\tau^*} \right)^{1-n}} \quad (1)$$

$$\eta_0 = D_1 \exp \left[\frac{-A_1 (T - T_a)}{-A_2 + (T - T_a)} \right] \quad (2)$$

gdzie: η – lepkość (Pa · s), η_0 – lepkość zerowa (Pa · s), $\dot{\gamma}$ – szybkość ścinania (1/s), τ^* – naprężenie graniczne obszaru nienewtonowskiego (Pa) ($\lambda = \eta_0/\tau^*$ – czas relaksacji, s), n – wykładnik płynięcia, D_1 , A_1 , A_2 – parametry materiałowe, T – temperatura uplastycznianego tworzywa (K), T_a – temperatura odniesienia (K).

W równaniu WLF, opisującym zależność lepkości od temperatury, parametr T_a odnosi się zazwyczaj do temperatury zeszklenia tworzywa T_g . Zgodnie z tym równaniem obniżenie temperatury uplastycznionego tworzywa do temperatury zeszklenia powoduje gwałtowny wzrost lepkości zerowej. Lepkość tworzywa poniżej temperatury zeszklenia T_g (ciało stałe), przewidywana przez równanie



Rys. 3. Schemat koncepcji modelowania uogólnionego: T_b – temperatura cylindra, T_s – temperatura ślimaka

Fig. 3. Scheme of general modeling concept: T_b – barrel temperature, T_s – screw temperature

WLF, jest o kilka rzędów wielkości większa niż lepkość tworzywa powyżej temperatury topnienia (ciecz). Tak duża różnica między lepkością tworzywa w stanie stałym (poniżej temperatury zeszklenia) a lepkością tworzywa w stanie uplastycznionym (powyżej temperatury topnienia), pozwala na przyjęcie założenia, że poniżej temperatury zeszklenia tworzywo jest ciałem stałym.

Zagadnienie z takim założeniem można rozwiązać jako trójwymiarowy, nieizotermiczny przepływ nienewtonowski na gruncie mechaniki płynów z zastosowaniem narzędzi obliczeniowej mechaniki płynów (ang. CFD, *Computational Fluid Dynamics*). Przebieg uplastyczniania będzie wówczas definiowany przez rozkład temperatury płynu, wyznaczający obszary ciała stałego i płynu. Schemat proponowanej koncepcji modelowania przedstawia rys. 3.

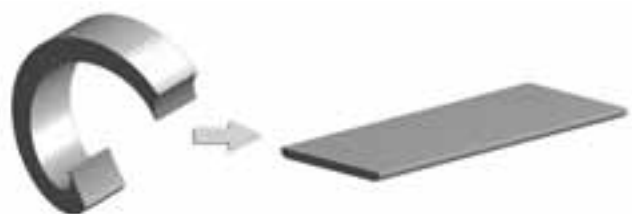
Modelowanie CFD

Modelowanie podjęto w podstawowej dla przepływów ślimakowych tzw. rozwiniętej geometrii płaskiej, w której jest realizowany przepływ ciśnieniowo-włeczony (rys. 4). Modelowane zagadnienie rozważano jako nieizotermiczne i nienewtonowskie i w tym zakresie obejmowało ono rozwiązanie równań zachowania ruchu i energii, nie obejmowało natomiast transportu granulatów.

Schemat obliczeniowy zadania przedstawiono na rys. 5. Warunki brzegowe na granicach przepływu zdefiniowano w następujący sposób:

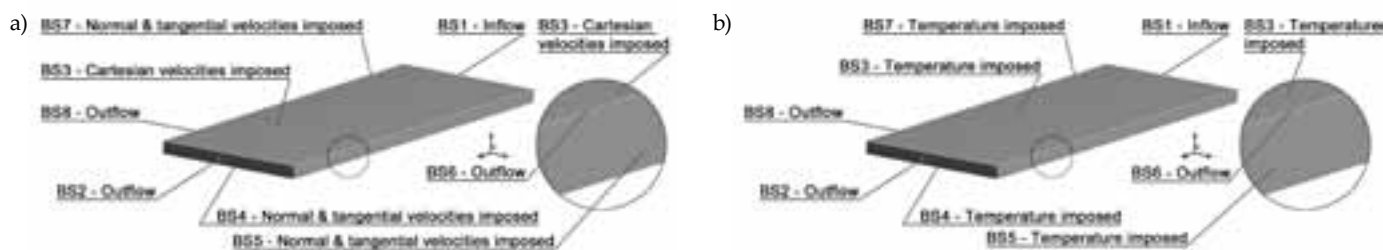
W odniesieniu do równania ruchu:

– BS1 – warunek *Inflow* (Q_{in}) = (Q_0) oznaczający wpływ tworzywa do przestrzeni przepływu, definiowany przez natężenie przepływu $Q = Q_0$;



Rys. 4. Rozwinięty kanał ślimaka wytłaczarki

Fig. 4. Unwound extruder screw channel



Rys. 5. Schemat obliczeniowy zadania, warunki brzegowe: a) równanie ruchu, b) równanie energii

Fig. 5. Computation scheme, boundary conditions: a) equation of motion, b) equation of energy

– BS2 – warunek *Outflow – Normal forces & tangential velocities imposed* (f_n & v_s) = (0,0), oznaczający wypływ tworzywa z przestrzeni przepływu;

– BS3 – warunek *Cartesian velocities imposed* (v_x & v_y & v_z), oznaczający zdefiniowanie prędkości przemieszczania się górnej płaszczyzny modelu (cylindra);

– BS4 – warunek *Normal & tangential velocities imposed* (v_n & v_s) = (0,0), oznaczający zdefiniowanie zanikającej prędkości na dolnej płaszczyźnie modelu (rdzeniu ślimaka);

– BS5, BS7 – warunek *Normal & tangential velocities imposed* (v_n & v_s) = (0,0), oznaczający zdefiniowanie zanikającej prędkości na ściankach kanału ślimaka;

– BS6, BS8 – warunek *Outflow – Normal forces & tangential velocities imposed* (f_n & v_s) = (0,0), oznaczający wypływ tworzywa z przestrzeni przepływu przez szczelinę między uzwojeniem ślimaka a cylindrem.

Warunki brzegowe odnoszące się do równania energii mają następującą postać:

– BS1 – warunek *Inflow* oznaczający w pełni rozwinięty profil temperatury, definiowany przez temperaturę $T = T_0$;

– BS2 – warunek *Outflow*, równoważny warunkowi *Insulated boundary* (granica izolowana, czyli zerowanie się składowej przewodzenia strumienia ciepła na tej granicy – wypływ tworzywa z przestrzeni przepływu), ale niedopuszczający możliwości definiowania składowej konwekcyjnej strumienia ciepła, czyli $q = 0$;

– BS3 – warunek *Temperature imposed* ustalający istnienie określonej temperatury na górnej płaszczyźnie modelu (cylindrze), realizowany przez podanie wartości temperatury (stałej lub w postaci zależności od współrzędnych), tutaj $T_{im,3} = T_b$ (temperatura cylindra);

– BS4 – warunek *Temperature imposed* ustalający istnienie określonej temperatury na dolnej płaszczyźnie modelu (rdzeniu ślimaka), tutaj $T_{im,4} = T_s$ (temperatura ślimaka);

– BS5, BS7 – warunek *Temperature imposed* ustalający istnienie określonej temperatury na ściankach kanału ślimaka, tutaj $T_{im,5} = T_{im,6} = T_s$ (temperatura ślimaka);

– BS6, BS8 – warunek *Outflow*, równoważny warunkowi *Insulated boundary* (granica izolowana, czyli zerowanie się składowej przewodzenia strumienia ciepła na tej granicy – wypływ tworzywa z przestrzeni przepływu przez szczelinę między uzwojeniem ślimaka a cylindrem), niedopuszczający możliwości definiowania składowej konwekcyjnej strumienia ciepła, czyli $q = 0$.

Procedura modelowania

Zastosowano program MES (metody elementów skończonych) obliczeniowej mechaniki płynów CFD, ANSYS Polyflow v.17.0 [41]. Podstawy teoretyczne i metodologiczne systemu Polyflow opisano w [42, 43].

Model geometryczny rozwiązywanego zadania (przestrzeni przepływu tworzywa) utworzono z elementów prostopadłościennych (heksaedrycznych), wyodrębniając przestrzeń podstawową przepływu (w kanale ślimaka) i odpowiednio zagęszczoną przestrzeń dodatkową (w szczelinie między wierzchołkami uzwojenia ślimaka a cylindrem). Model podzielono na ok. 140 tys. elementów przy użyciu ok. 160 tys. węzłów. W szczelinie między uzwojeniem ślimaka a cylindrem utworzono trzy warstwy elementów skończonych o wymiarach kilkunastokrotnie mniejszych niż wymiary elementów podstawowych, co okazało się warunkiem koniecznym prawidłowego modelowania, jednak wyraźnie wydłużyło czas obliczeń (o ok. 50 %). Sposób definiowania siatki elementów skończonych przedstawiono w [41].

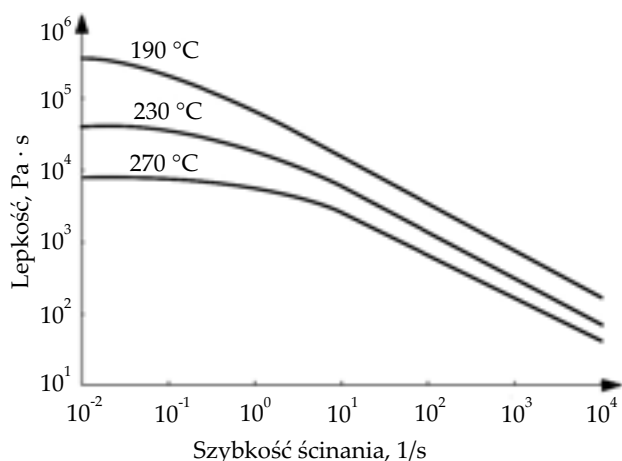
Zastosowano reologiczne równanie Crossa-WLF, umożliwiające zdefiniowanie tworzywa w stanie stałym jako płynu o dużej lepkości. Zagadnienie rozwiązano jako trójwymiarowy, nieizotermiczny przepływ nienewtonowski. Przebieg uplastycznienia wyznacza rozkład temperatury płynu, który definiuje obszar ciała stałego i obszar płynu. Wykorzystano obliczenia ewolucyjne ze względu na parametry termodynamiczne przepływu (ciepło właściwe i przewodność cieplna płynu) oraz parametry reologiczne (wykładnik płynięcia).

Obliczenia wykonano z wykorzystaniem infrastruktury PLGrid za pomocą komputera HP/Supermicro Hydra (Linux 6.0) w architekturze x86, wyposażonego w 8 procesorów 2,8 GHz oraz 102 400 MB pamięci RAM. Ze względu na typ modelowanego zagadnienia (przepływ nieizotermiczny) obliczenia były bardzo czasochłonne i trwały kilka godzin (w zależności od parametrów równania reologicznego oraz parametrów przepływu).

BADANIA MODELOWE

Program badań

Program badań obejmował modelowanie przepływu hipotetycznego tworzywa polimerowego, którego para-



Rys. 6. Charakterystyka reologiczna ABS
Fig. 6. Rheological characteristics of ABS

metry ustalano na podstawie przyjętego tworzywa podstawowego – bezpostaciowego kopolimeru styrenu ABS (Dow Chemical Company).

Charakterystykę reologiczną tworzywa przedstawia rys. 6, a parametry równania Crossa-WLF mają następujące wartości: $n = 0,33$, $\tau^* = 2,90 \cdot 10^4$ Pa, $D_1 = 3,631 \cdot 10^{11}$ Pa · s, $T_a = 373$ K, $A_1 = 27,21$, $A_2 = 92,85$ K.

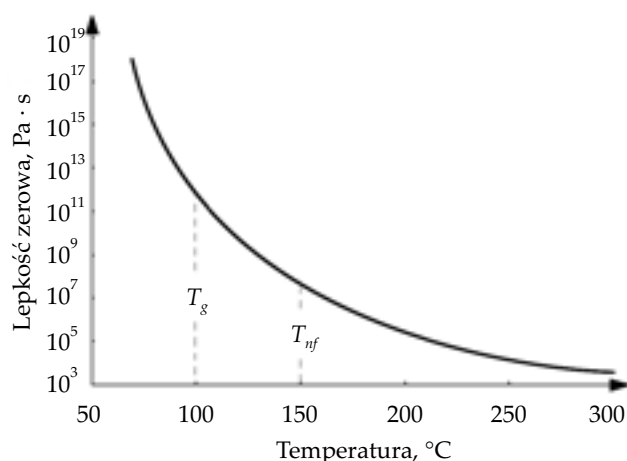
Zależność lepkości zerowej od temperatury (wg równania WLF) przedstawia rys. 7. Temperatura zeszklenia ABS jest równa ok. 100 °C (373,15 K), natomiast temperatura zaniku płynięcia (ang. *no flow temperature*) T_{nf} ok. 150 °C (423,15 K). Powyżej temperatury 175 °C (448,15 K) (tworzywo w stanie uplastycznionym) lepkość zerowa jest mniejsza niż 10^6 Pa · s, natomiast poniżej 125 °C (398,15 K) (tworzywo w stanie stałym) lepkość zerowa jest większa niż 10^9 Pa · s (rys. 7). Z tego wynika, że lepkość tworzywa w strefie uplastyczniania, w typowym dla procesu wytłaczania zakresie szybkości ścinania, będzie znacznie mniejsza niż lepkość zerowa, co powoduje bardzo dużą różnicę lepkości tworzywa w stanie stałym i w stanie uplastycznionym.

Gęstość, ciepło właściwe oraz przewodność cieplna polimerów zależą od temperatury. Różnica gęstości ABS w stanie stałym ($1,05$ g/cm³) i w stanie uplastycznionym ($0,94$ g/cm³) jest mniejsza niż 10 % i została pominięta. Zależności ciepła właściwego i przewodności cieplnej ABS od temperatury nie są znane, w badaniach przyjęto więc stałe wartości gęstości, ciepła właściwego oraz przewodności cieplnej, odpowiednio, $\rho = 0,94$ g/cm³, $c_p = 2345$ J/(kg · K) oraz $\lambda = 0,18$ W/(m · K). Charakterystykę materiałową tworzywa przedstawia tabela 1.

Parametry technologiczne badań zestawiono w tabeli 2.

Wyniki badań

Badania wykonano w odniesieniu do tworzywa podstawowego oraz tworzywa o różnej gęstości ($\rho = 500$ kg/m³, $\rho = 1500$ kg/m³) i różnych wartościach parametrów reologicznych ($\eta_0 = 1300$ Pa · s, $\eta_0 = 130\,000$ Pa · s, $\lambda = \eta_0/\tau^* = 0,04483$ s, $\lambda = \eta_0/\tau^* = 4,483$ s).



Rys. 7. Zależność lepkości zerowej ABS od temperatury
Fig. 7. Zero viscosity dependence on the temperature of ABS

Rysunek 8 przedstawia przykładowy rozkład temperatury tworzywa w warunkach podstawowych (są to zdefiniowane parametry wyjściowe modelowania, por. tabela 1 i tabela 2), ze wskazaniem obszaru analizy rozkładu prędkości pokazanego na rys. 9. Rozkład temperatury, umożliwiający rozróżnienie fazy stałej od fazy ciekłej, pozwala na ocenę przebiegu uplastyczniania tworzywa. Widać wyraźnie, że tworzywo uplastycznione gromadzi się przy aktywnym zwoju ślimaka, co jest zgodne z aktualną wiedzą na temat uplastyczniania tworzywa w procesie wytłaczania (por. rys. 1, 2). Rozkład prędkości (rys. 9) wyraźnie dowodzi występowania cienkiej warstewki tworzywa uplastycznionego, płynącego

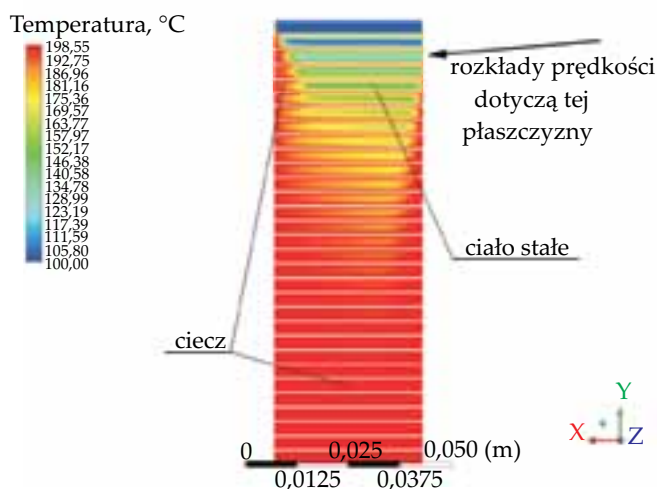
T a b e l a 1. Charakterystyka materiałowa tworzywa ABS
T a b l e 1. Material characteristics of ABS plastic

Parametry równania Crossa-WLF	
n	0,33
τ^*	$2,90 \cdot 10^4$ Pa
D_1	$3,631 \cdot 10^{11}$ Pa · s
T_a	373 K
A_1	27,21
A_2	92,85 K
Parametry termodynamiczne	
Temperatura zeszklenia T_g	100 °C (373,15 K)
Temperatura zaniku płynięcia T_{nf}	150 °C (423,15 K)
Gęstość ρ	0,94 g/cm ³
Ciepło właściwe c_p	2345 J/(kg · K)
Przewodność cieplna λ	0,18 W/(m · K)

T a b e l a 2. Parametry technologiczne badań

T a b l e 2. Technological parameters used in the study

Temperatura tworzywa T_0	100 °C (373,15 K)
Temperatura cylindra T_b	200 °C (473,15 K)
Temperatura ślimaka T_s	200 °C (473,15 K)
Prędkość obrotowa N	60 obr./min
Natężenie przepływu tworzywa G	20 kg/h

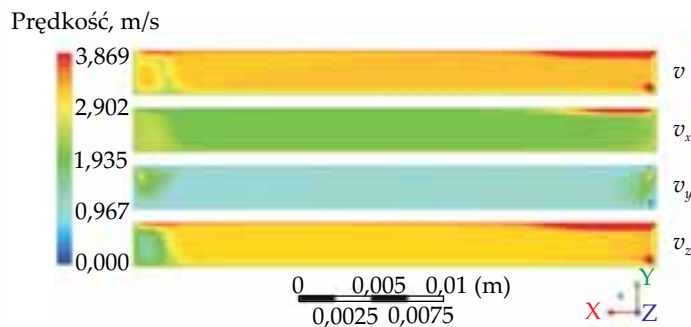


Rys. 8. Rozkład temperatury tworzywa w warunkach podstawowych ze wskazaniem obszaru analizy rozkładu prędkości
Fig. 8. Polymer temperature distribution under the basic conditions with indication of the region of velocity distribution analysis

w kierunku aktywnego zwoju ślimaka i gromadzącego się przy tym zwoju w postaci tzw. jeziora typowego dla mechanizmu Tadmora (rys. 2).

Wpływ lepkości zerowej η_0 na rozkład temperatury ilustruje rys. 10. W miarę zwiększania wartości η_0 przestrzeń uplastyczniania się powiększa, tzn. tworzywo uplastycznia się wolniej.

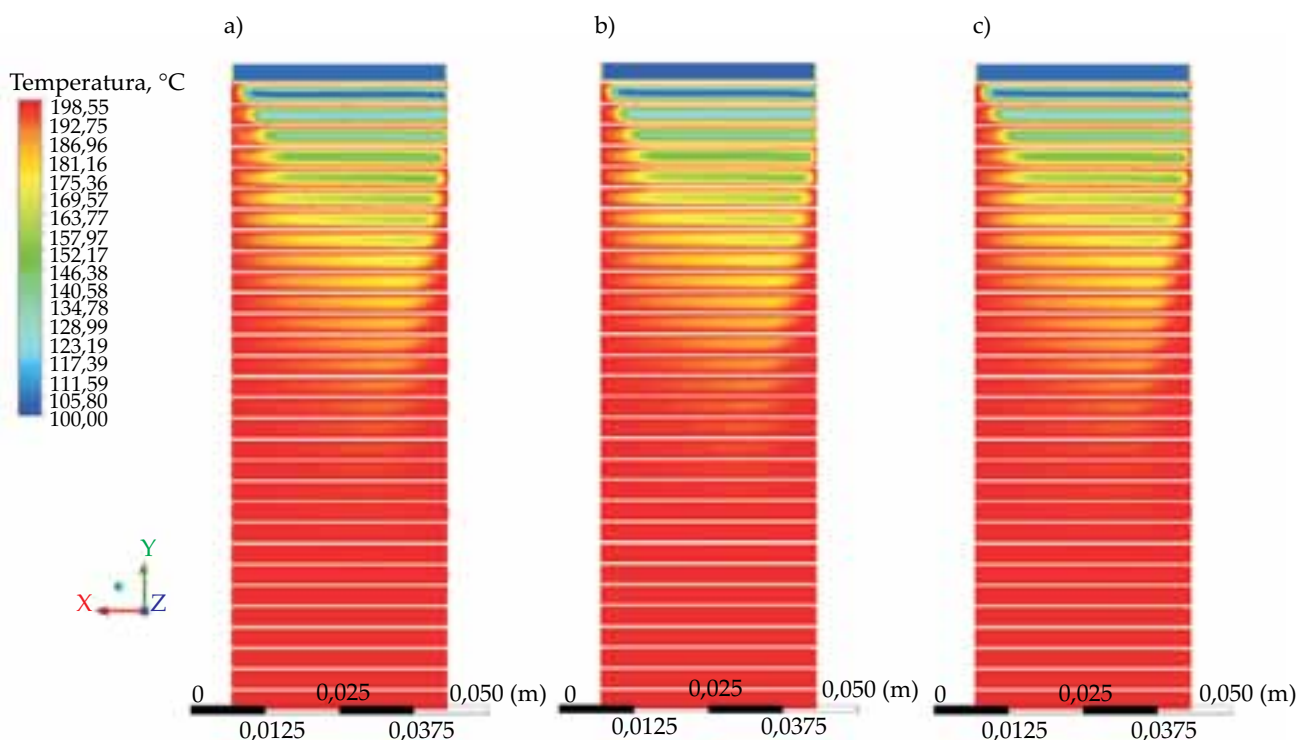
Wpływ gęstości ρ na rozkład temperatury przedstawia rys. 11. Zwiększająca się gęstość powoduje zmniejszenie przestrzeni uplastyczniania, a w konsekwencji szybsze uplastycznianie się tworzywa. Interesującym zjawiskiem



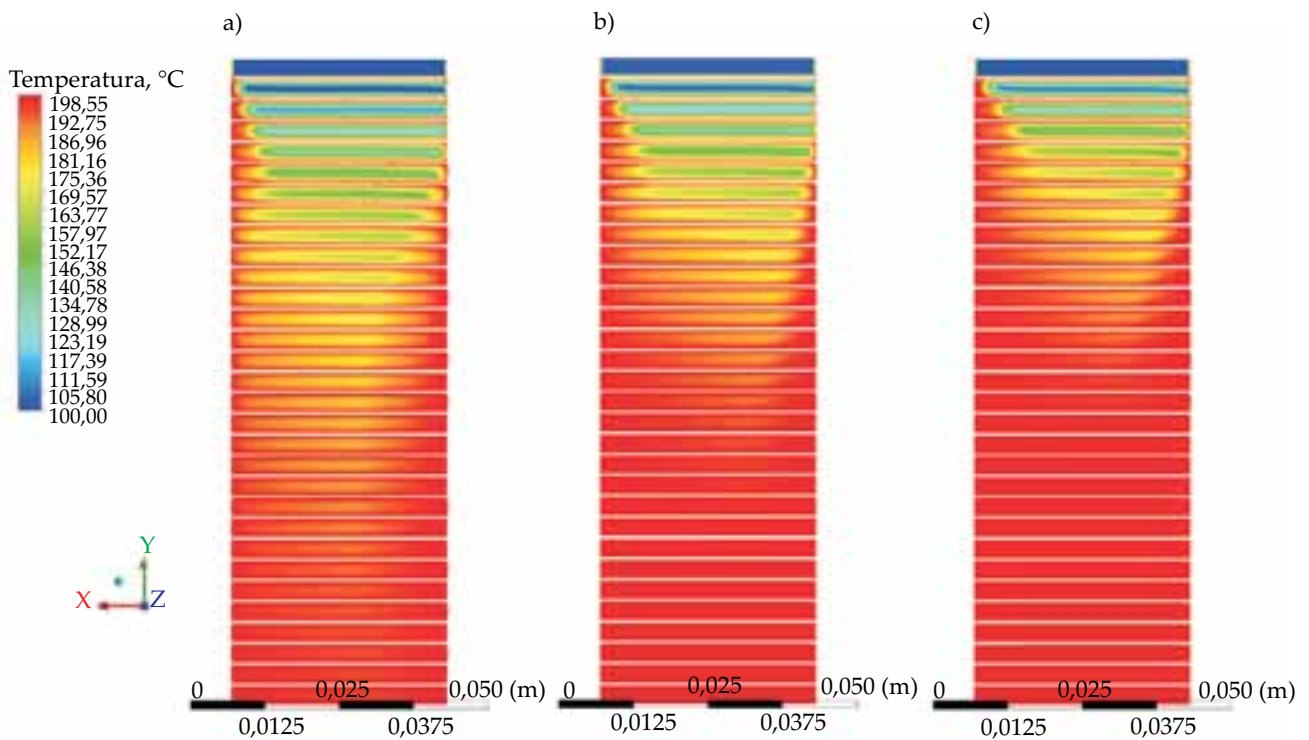
Rys. 9. Rozkład prędkości we wskazanym na rys. 8 obszarze
Fig. 9. Velocity distribution in the region indicated in Fig. 8

jest tutaj zmiana mechanizmu uplastyczniania wraz ze zmianą gęstości tworzywa. W wypadku bardzo małej gęstości ($\rho = 500 \text{ kg/m}^3$) jezioro tworzywa uplastycznionego tworzy się przy biernym zwoju ślimaka (rys. 11a), czyli odmiennie niż w klasycznym modelu Tadmora. Taki „odwrócony” mechanizm uplastyczniania jest znany w literaturze (np. monografia prof. Potente) i może odnosić się do tworzyw wykazujących poślizg.

Rysunek 12 przedstawia rozkład temperatury uplastycznionego tworzywa w warunkach przepływu newtonowskiego i nienewtonowskiego. Tworzywo uplastycznia się szybciej w warunkach przepływu newtonowskiego. Do analizy przepływu newtonowskiego przyjęto lepkość dynamiczną $\mu = 13\,000 \text{ Pa} \cdot \text{s}$. Jest to wartość odpowiadająca lepkości zerowej przyjętej w zestawie parametrów podstawowych $\eta_0 = 13\,000 \text{ Pa} \cdot \text{s}$. Poziom lepkości wpływa na przebieg uplastyczniania tworzywa.

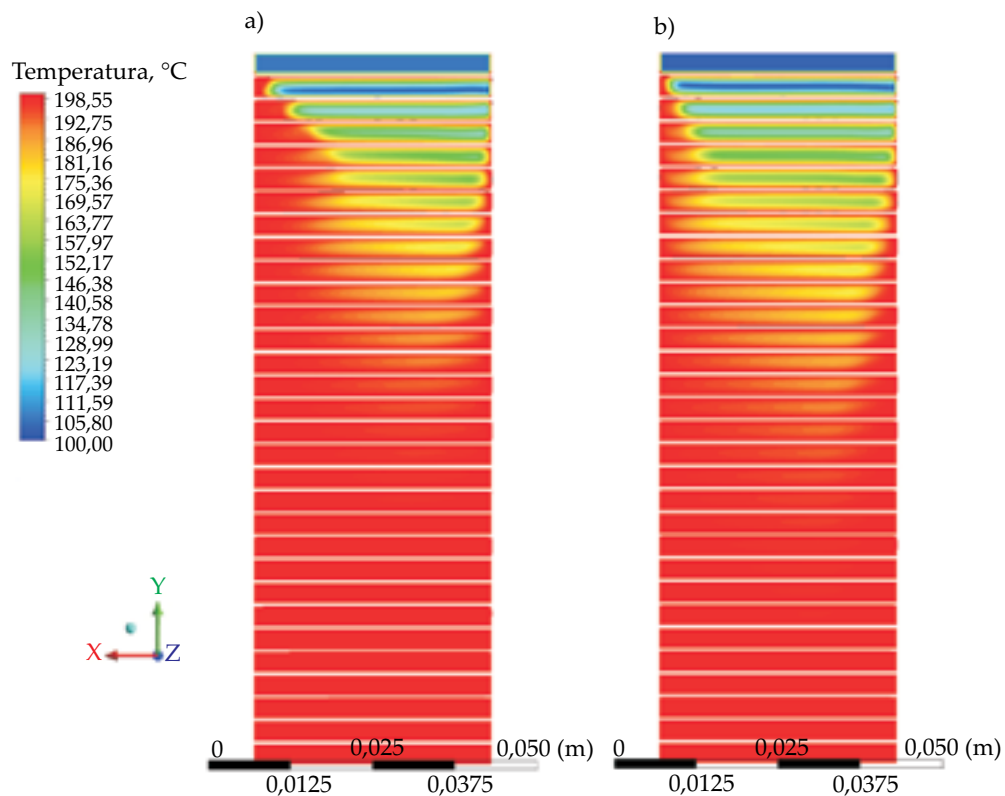


Rys. 10. Wpływ lepkości zerowej na rozkład temperatury: a) $\eta_0 = 1300 \text{ Pa} \cdot \text{s}$, b) $\eta_0 = 13\,000 \text{ Pa} \cdot \text{s}$, c) $\eta_0 = 130\,000 \text{ Pa} \cdot \text{s}$
Fig. 10. Effect of zero viscosity on the temperature distribution: a) $\eta_0 = 1300 \text{ Pa} \cdot \text{s}$, b) $\eta_0 = 13\,000 \text{ Pa} \cdot \text{s}$, c) $\eta_0 = 130\,000 \text{ Pa} \cdot \text{s}$



Rys. 11. Wpływ gęstości na rozkład temperatury: a) $\rho = 500 \text{ kg/m}^3$, b) $\rho = 940 \text{ kg/m}^3$, c) $\rho = 1500 \text{ kg/m}^3$

Fig. 11. Effect of density on the temperature distribution: a) $\rho = 500 \text{ kg/m}^3$, b) $\rho = 940 \text{ kg/m}^3$, c) $\rho = 1500 \text{ kg/m}^3$



Rys. 12. Rozkład temperatury w warunkach przepływu: a) newtonowskiego, b) nienewtonowskiego

Fig. 12. Polymer temperature distribution under the conditions of: a) Newtonian flow, b) non-Newtonian flow

PODSUMOWANIE

Przedstawiono uogólnioną metodę modelowania uplastycznienia tworzyw polimerowych w procesie wytłaczania, niezależną od sposobu wytłaczania i niewymagającą znajomości mechanizmu uplastycznienia.

Proponowana metoda umożliwi rozróżnienie fazy stałej tworzywa od fazy ciekłej. W rozpatrywanym wypadku wytłaczania jednoślakowego tworzywo uplastycznione gromadzi się przy aktywnym zwoju ślimaka, zgodnie z najnowszą wiedzą na temat uplastycznienia tworzywa w tym procesie. Wpływ określonych parametrów nie jest jednak jednoznaczny i wymaga dalszych badań w zmiennych warunkach procesu – materiałowych, technologicznych i geometrycznych, jak również odniesienia wyników symulacji do danych doświadczalnych.

Metoda ta może znaleźć zastosowanie do modelowania uplastycznienia w innych odmianach procesu wytłaczania, a nawet wtryskiwania. Proces przetwórczy możemy bowiem definiować nie tylko z wykorzystaniem jego konfiguracji geometrycznej, ale także występujących w nim termomechanicznych warunków przepływu.

Praca finansowana ze środków grantu Narodowego Centrum Nauki (DEC-2015/19/B/ST8/00948).

LITERATURA

- [1] Carley J.F., Mallouk R.S., McKelvey J.M.: *Industrial and Engineering Chemistry* **1953**, 45, 974.
<http://dx.doi.org/10.1021/ie50521a032>
- [2] Maddock B.H.: *SPE Journal* **1959**, 15, 383.
- [3] Street L.F.: *International Plastics Engineering* **1961**, 1, 289.
- [4] Wilczyński K., Lewandowski A., Wilczyński K.J.: *Polymer Engineering and Science* **2012**, 52, 1258.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.23076>
- [5] Tadmor Z.: *Polymer Engineering and Science* **1966**, 6, 185.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.760060303>
- [6] Tadmor Z., Duvdevani I.J., Klein I.: *Polymer Engineering and Science* **1967**, 7, 198.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.760070313>
- [7] Tadmor Z., Klein I.: "Engineering Principles of Plasticating Extrusion", Van Nostrand Reinhold, New York 1970.
- [8] Agur E.E., Vlachopoulos J.: *Polymer Engineering and Science* **1982**, 22, 1084.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.760221706>
- [9] Potente H., Hanhart W., Schoppner V.: *International Polymer Processing* **1993**, 8, 335.
<http://dx.doi.org/10.3139/217930335>
- [10] Wilczyński K.: *Polymer-Plastics Technology and Engineering* **1999**, 38, 581.
<http://dx.doi.org/10.1080/03602559909351602>
- [11] White J.L., Chen Z.: *Polymer Engineering and Science* **1994**, 34, 229.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.760340309>
- [12] Bawiskar S., White J.L.: *International Polymer Processing* **1995**, 10, 105.
<http://dx.doi.org/10.3139/217950105>
- [13] Bawiskar S., White J.L.: *International Polymer Processing* **1997**, 12, 331.
<http://dx.doi.org/10.3139/217970331>
- [14] Bawiskar S., White J.L.: *Polymer Engineering and Science* **1998**, 38, 727.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.10238>
- [15] Potente H., Ansalh J., Klarholz B.: *International Polymer Processing* **1994**, 9, 11.
<http://dx.doi.org/10.3139/217940011>
- [16] Potente H., Melish U.: *International Polymer Processing* **1996**, 11, 101.
<http://dx.doi.org/10.3139/217960101>
- [17] Potente H., Bastian M., Flecke J.: *Advances in Polymer Technology* **1999**, 18, 147.
[http://dx.doi.org/10.1002/\(SICI\)1098-2329\(199922\)18:2<147::AID-ADV5>3.0.CO;2-X](http://dx.doi.org/10.1002/(SICI)1098-2329(199922)18:2<147::AID-ADV5>3.0.CO;2-X)
- [18] Vergnes B., Della Valle G., Delamare L.: *Polymer Engineering and Science* **1998**, 38, 1781.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.10348>
- [19] Hong M.H., White J.L.: *International Polymer Processing* **1998**, 13, 342.
<http://dx.doi.org/10.3139/217980342>
- [20] Hong M.H., White J.L.: *International Polymer Processing* **1999**, 14, 136.
<http://dx.doi.org/10.3139/2171538>
- [21] Wilczyński K., White J.L.: *International Polymer Processing* **2001**, 16, 257.
<http://dx.doi.org/10.3139/2171645>
- [22] Wilczyński K., White J.L.: *Polymer Engineering and Science* **2003**, 43, 1715.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.10145>
- [23] Wilczyński K., Jiang Q., White J.L.: *International Polymer Processing* **2007**, 22, 198.
<http://dx.doi.org/10.3139/2172001>
- [24] Wilczyński K., Nastaj A., Lewandowski A., Wilczyński K.J.: *Polimery* **2011**, 56, 45.
- [25] Wilczyński K., Lewandowski A., Wilczyński K.J.: *Polymer Engineering and Science* **2012**, 52, 449.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.22103>
- [26] Lewandowski A., Wilczyński K.J., Nastaj A., Wilczyński K.: *Polymer Engineering and Science* **2015**, 55, 2838.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.24175>
- [27] Thompson M.R., Donoian G., Christiano J.P.: *Polymer Engineering and Science* **2000**, 40, 2014.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.11334>
- [28] Wilczyński K., Nastaj A., Wilczyński K.J.: *International Polymer Processing* **2013**, 28, 34.
<http://dx.doi.org/10.3139/2172640>
- [29] Wilczyński K.J., Nastaj A., Lewandowski A., Wilczyński K.: *Polymer Engineering and Science* **2014**, 54, 2362.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.23797>

- [30] Potente H., Schulte H., Effen N.: *International Polymer Processing* **1993**, 8, 224.
<http://dx.doi.org/10.3139/217930224>
- [31] Potente H., Bornemann M.: *International Polymer Processing* **2008**, 23, 345.
<http://dx.doi.org/10.3139/217.2159>
- [32] Steller R., Iwko J.: *International Polymer Processing* **2008**, 23, 252.
<http://dx.doi.org/10.3139/217.2041>
- [33] Iwko J., Steller R.: *International Polymer Processing* **2008**, 23, 263.
<http://dx.doi.org/10.3139/217.2042>
- [34] Iwko J., Steller R., Wróblewski R., Kaczmar J.: *Polimery* **2015**, 60, 644.
<http://dx.doi.org/10.14314/polimery.2015.644>
- [35] Altinkaynak A., Gupta M., Spalding M.A., Crabtree S.L.: *International Polymer Processing* **2011**, 26, 182.
<http://dx.doi.org/10.3139/217.2419>
- [36] Wilczyński K., Nastaj A., Lewandowski A., Wilczyński K.J.: *Polymer-Plastics Technology and Engineering* **2012**, 51, 626.
<http://dx.doi.org/10.1080/03602559.2012.659313>
- [37] Wilczyński K., Nastaj A., Lewandowski A. i in.: *International Polymer Processing* **2015**, 30, 113.
<http://dx.doi.org/10.3139/217.3007>
- [38] Wilczyński K.J., Buziak K.: *Polimery* **2017**, 62, 680.
<http://dx.doi.org/10.14314/polimery.2017.680>
- [39] Wilczyński K.J., Nastaj A.: *Polimery* **2015**, 60, 199.
<http://dx.doi.org/10.14314/polimery.2015.199>
- [40] Wilczyński K.J., Lewandowski A., Wilczyński K.: *Polymer Engineering and Science* **2016**, 56, 1349.
<http://dx.doi.org/10.1002/pen.24368>
- [41] www.ansys.com
- [42] Wilczyński K., Tyszkiewicz A.: *Polimery* **1996**, 41, 107.
- [43] Wilczyński K.: „Reologia w przetwórstwie tworzyw sztucznych”, WNT, Warszawa 2001.

Otrzymano 18 IX 2017 r.

Cracow University of Technology,
Faculty of Chemical Engineering and Technology
invites to the 9th Conference

GREEN CHEMISTRY AND NANOTECHNOLOGIES IN POLYMERIC MATERIALS

Poland, Cracow, October 10–12, 2018

Conference dedicated to recent developments in polymer science and technology combines two popular areas of current research: the green approach utilizing renewable resources and mild reaction conditions together with innovative nanotechnologies enabling to design novel polymer materials with advanced properties.

Topics:

- Renewable raw materials - natural polymers and fibers
- Bio-based monomers and polymers
- Bio-based blends, composites and hybrids
- Biodegradation, LCA and environmental issues
- Sustainable bioplastics for packaging
- Eco-friendly synthesis of polymers (supercritical CO₂, microwaves, sonication, enzymatic catalysis)
- Nanostructured polymers
- Biocomposites and nanocomposites
- Synthesis and surface modification of nanofillers
- Polymer nanofibers
- Sustainable nanomaterials
- Polymer processing
- Porous polymeric materials

Contact: Aleksander Prociak, + 48 12 628 30 16, aprociak@pk.edu.pl
Maria Kurańska, + 48 12 628 27 47, maria.kuranska@gmail.com

<http://gcnpm.pk.edu.pl>