

Wyznaczanie krzywych lepkości na podstawie ograniczonej liczby pomiarów reometrycznych

Krzysztof J. Wilczyński¹⁾

DOI: [dx.doi.org/10.14314/polimery.2017.441](https://doi.org/10.14314/polimery.2017.441)

Streszczenie: Opracowano metodę wyznaczania krzywych lepkości tworzyw polimerowych opartą na ograniczonej liczbie reometrycznych punktów pomiarowych, uzyskanych w wyniku badania wskaźnika szybkości płynięcia *MFR*. Zastosowano uniwersalne równanie Vinogradova-Malkina, dwuparametrowe równanie potęgowe Ostwalda-de Waele oraz trójparametrowe równanie logarytmiczne Kleina. W celu weryfikacji opracowanej metody wykonano badania reologiczne polietylenu dużej gęstości (HDPE). Stwierdzono, że proponowane rozwiązania mogą być przydatne w praktyce inżynierskiej do szybkiej oceny właściwości reologicznych przetwarzanych tworzyw, zwłaszcza nowych, zaawansowanych materiałów (np. mieszanin polimerów i kompozytów polimerowych), w wypadku których dostępne bazy materiałowe nie zawierają potrzebnych danych reologicznych.

Słowa kluczowe: tworzywa polimerowe, lepkość, reometria.

Determination of viscosity curves based on limited rheological measurements

Abstract: A method of determining the viscosity curves on the basis of limited number of rheological measurements has been developed using mass flow rate (*MFR*) index. Several models have been applied, a universal Vinogradov-Malkin, two-parameter Ostwald-de Waele power-law, and three-parameter logarithmic Klein equation. The method has been verified using high density polyethylene (HDPE) rheological studies. It has been found that the proposed procedures can be useful in engineering practice for rapid assessment of rheological properties of the processed materials, especially new and advanced ones, (e.g., polymer blends or polymer composites), for which no rheological data were available in materials databases.

Keywords: polymeric materials, viscosity, rheometry.

Znajomość właściwości materiałowych tworzyw polimerowych, a zwłaszcza właściwości reologicznych, jest podstawą do prawidłowego projektowania procesów przetwórczych oraz efektywnego i ekonomicznego przetwórstwa [1, 2].

Badania reologiczne są trudne, czasochłonne i kosztowne. Często też są przeprowadzane w warunkach, np. temperatury, ciśnienia, szybkości ścinania, różniących się od warunków rzeczywistego procesu przetwórczego. Dlatego poszukuje się uproszczonych sposobów określania właściwości reologicznych oraz metod realizowanych w warunkach procesu przetwórczego (*on-line*) [2–7].

Tradycyjne tworzywa polimerowe są dość dobrze poznane, a dane dotyczące ich właściwości są na ogół dostępne w odpowiednich bazach materiałowych programów CAMPUS [8] czy Autodesk-Moldflow [9], ale na przykład w bazie materiałowej bardzo wartościowego programu Ansys-Polyflow [10, 11] takich informacji brakuje.

Dostępne dane reologiczne są zwykle ograniczone do wartości wskaźnika szybkości płynięcia *MFR* (ang. *Melt Flow Rate*) lub zależności lepkości od szybkości ścinania (wykres lepkości). Rzadko są podawane parametry odpowiednich równań reologicznych, niezbędnych do pełnej charakterystyki materiału, a w ogóle nie są udostępniane dane reologiczne uzyskane w warunkach *on-line*.

W związku z dynamicznym rozwojem inżynierii materiałowej i towarzyszącym mu wytwarzaniem nowych materiałów polimerowych, np. mieszanin polimerów i kompozytów polimerowych (m.in. kompozytów drzewnych) rośnie zapotrzebowanie na dane umożliwiające charakterystykę otrzymywanych produktów. Takich informacji w bazach materiałowych nie ma [8, 9, 11], brakuje ich też w dostępnej literaturze przedmiotu, np. [12–14].

Dobrze opisane właściwości reologiczne materiału stanowią podstawę modelowania procesów przetwórczych, obecnie powszechnie stosowanego w praktyce inżynierskiej. Brak danych reologicznych dotyczących zaawansowanych tworzyw polimerowych w istotnym stopniu ogranicza takie modelowanie, a w konsekwencji prak-

¹⁾ Politechnika Warszawska, Wydział Inżynierii Produkcji, Instytut Technik Wytwarzania, ul. Narbutta 85, 02-524 Warszawa. e-mail: wilczyński_k@wp.pl

T a b e l a 1. Charakterystyka tworzywa HDPE Rigidex HD 5218 EA

T a b l e 1. Material characteristics of HDPE Rigidex HD 5218 EA

	Właściwości	Norma	Wartość
Fizyczne	Gęstość w stanie stałym, g/cm ³	ISO 1872	0,952
	Gęstość w stanie stopionym, g/cm ³	ISO 1872	0,722
	Wskaźnik szybkości płynięcia MFR (190 °C, 2,16 kg), g/10 min	ISO 1133	18,0
Mechaniczne	Moduł Young'a, MPa	ISO 527-1,-2	1200
	Wytrzymałość na rozciąganie, MPa	ISO 527-1,-2	26,0
	Udarność (23 °C), kJ/m ²	ISO 179-1	3,0

T a b e l a 2. Parametry równania Crossa-WLF opisującego krzywą lepkości tworzywa HDPE Rigidex HD 5218 EA [9]

T a b l e 2. Cross-WLF viscosity model coefficients of HDPE Rigidex HD 5218 EA [9]

Parametr	Wartość
<i>n</i>	0,4353
τ^* , Pa	55 200
$D_{1'}$, Pa · s	$2,12 \cdot 10^{17}$
$D_{2'}$, K	153,15
$D_{3'}$, K/Pa	0
A_1	38,676
$A_{2'}$, K	51,6

tyczne stosowanie wspomnianych tworzyw w przemyśle [15, 16]. Wskazują na to wcześniejsze [17] i ostatnie badania autorów w zakresie modelowania wytłaczania mieszanin polimerów [18–20] oraz wytłaczania polimerowych kompozytów drzewnych [21, 22].

Konieczne jest więc opracowanie szybkich, efektywnych i tanich metod wyznaczania właściwości reologicznych tworzyw, a także efektywnych metod wyznaczania parametrów równań reologicznych, co jest szczególnie ważne w wypadku nowych tworzyw, wymagających czasochłonnych prac badawczych.

W pracy podjęto zagadnienie wyznaczania krzywych lepkości tworzyw polimerowych w wybranym zakresie szybkości ścinania i temperatury na podstawie niewielkiej liczby reometrycznych punktów pomiarowych uzyskanych z pomiaru wskaźnika szybkości płynięcia MFR.

KRZYWE LEPKOŚCI TWORZYW POLIMEROWYCH

Krzywe lepkości tworzyw polimerowych są zwykle wyznaczone przy użyciu reometrów kapilarnych na podstawie wielu punktów pomiarowych w szerokim zakresie szybkości ścinania i temperatury. Wyniki badań są następnie aproksymowane za pomocą modeli reologicznych opisujących zależność lepkości od szybkości ścinania i temperatury, np. modeli Birda-Carreau, Kleina czy Crossa-WLF, mających zastosowanie m.in. w symulacjach komputerowych procesów przetwórczych [9, 16].

Problem żmudnego wyznaczania krzywych lepkości w wybranym zakresie szybkości ścinania może być w pewnym stopniu rozwiązany dzięki wykorzystaniu pomiarów ograniczonych do np. jednego, dwóch lub

trzech punktów, określonych na podstawie pomiaru wskaźnika szybkości płynięcia tworzywa przy użyciu plastometru. W niniejszej pracy zaproponowano rozwiązanie bazujące na uniwersalnym równaniu Vinogradova-Malkina (dla jednego punktu pomiarowego), równania Ostwalda-de Waele (dla dwóch punktów pomiarowych) oraz zmodyfikowanego równania Kleina (dla trzech punktów pomiarowych).

W celu weryfikacji proponowanych rozwiązań wyznaczono doświadczalnie krzywą lepkości polietylenu dużej gęstości (HDPE, BP Chemicals Rigidex 5218 EA). Charakterystykę tego tworzywa przedstawiono w tabeli 1. Krzywą doświadczalną zestawiono z krzywą lepkości uzyskaną na podstawie badań reometrycznych, opisaną równaniem Crossa-WLF (tabela 2).

Pomiary wykonano za pomocą plastometru Melt Indexer MI-2 firmy Goettfert, działającego na zasadzie stałego naprężenia stycznego. Krzywą lepkości wyznaczano na podstawie sześciu punktów pomiarowych, odpowiadających zastosowanemu obciążeniu: 0,325; 1,0; 2,16; 3,8; 10,0 i 21,6 kg. Badania prowadzono w temp. 230 °C przy użyciu znormalizowanej kapilary o średnicy $d_k = 2,095$ mm, długości $L_k = 8,0$ mm i stosunku $L_k/d_k = 3,819$. Średnica tłoka wynosiła $d_t = 9,48$ mm, natomiast średnica cylindra $d_c = 9,555$ mm.

Wyznaczanie krzywej lepkości na podstawie wskaźnika szybkości płynięcia

Krzywą lepkości można wyznaczyć na podstawie kilku pomiarów wskaźnika szybkości płynięcia wykonanych w warunkach różnych obciążeń tłoka, tzn. różnych wartości naprężenia stycznego i szybkości ścinania.

Lepkość definiuje równanie (1):

$$\eta = \frac{\tau_w}{\dot{\gamma}_w} \quad (1)$$

gdzie: η – lepkość [Pa · s], τ_w – naprężenie styczne (na ścianie kapilary) [Pa], $\dot{\gamma}_w$ – szybkość ścinania (na ścianie kapilary) [1/s].

Naprężenie styczne na ścianie kapilary jest zależne od zastosowanego podczas pomiaru obciążenia, co wyraża równanie (2):

$$\tau_w = \frac{\Delta p R_k}{2 L_k} \quad (2)$$

gdzie:

$$\Delta p = \frac{mg}{S} \quad (3)$$

gdzie: Δp – spadek ciśnienia (na długości kapilary) [Pa], R_k – promień kapilary [mm], L_k – długość kapilary [mm], m – obciążenie (masa tłoka i obciążnika) [kg], g – przyspieszenie ziemskie [mm/s²], S – powierzchnia przekroju poprzecznego tłoka [mm²].

Dla znormalizowanej geometrii przyrządu pomiarowego (kapilary, tłoka i cylindra) naprężenie styczne (na ścianie kapilary) można przedstawić równaniem (4):

$$\tau_w = \frac{mgR_k}{2L_k S} = 9100 \cdot m \text{ [Pa]} \quad (4)$$

Szybkość ścinania w warunkach przepływu ciśnieniowego w kanale cylindrycznym (kapilarze), po pominięciu poprawki Rabinowitscha-Mooneya, wyraża równanie (5):

$$\dot{\gamma}_w = \frac{4Q}{\pi R_k^3} \quad (5)$$

gdzie: $\dot{\gamma}_w$ – szybkość ścinania (na ścianie kapilary) [1/s], Q – objętościowe natężenie przepływu [mm³/s], R_k – promień kapilary [mm].

Warto tutaj zauważyć, że wskaźnik szybkości płynięcia *MFR* definiuje masowe natężenie przepływu w g/10 min, które można przeliczyć na objętościowe natężenie przepływu wyrażone równaniem (6):

$$Q = \frac{MFR}{600q_m} \quad (6)$$

gdzie: q_m – gęstość stopionego tworzywa [g/mm³].

Gęstość stopionego tworzywa można wyznaczyć w toku pomiaru wskaźnika szybkości płynięcia. Masę zważonej próbki, która wypłynęła z kapilary, należy podzielić przez jej objętość, odpowiadającą przesunięciu tłoka podczas badania. Wartość gęstości można również zaczerpnąć z danych materiałowych tworzywa. Jest to jednak obarczone błędem związanym z zależnością gęstości od temperatury pomiaru.

Po przekształceniu wzorów szybkość ścinania można wyrazić równaniem (7):

$$\dot{\gamma}_w = \frac{4 \cdot MFR}{\pi R_k^3 \cdot 600q_m} (q_m \text{ [g/cm}^3]) \quad (7)$$

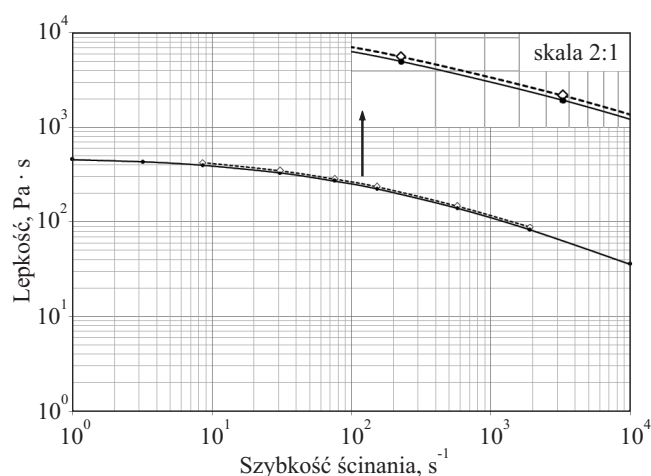
Lepkość można wyrazić jako funkcję wskaźnika szybkości płynięcia (8):

$$\eta = \frac{mgR_k^2 \cdot 4MFR}{2L_k S \cdot 600\pi R_k^3 q_m} = 4919 \frac{mQ_m}{MFR} (q_m \text{ [g/cm}^3]) \quad (8)$$

Równanie (8) umożliwia wyznaczenie lepkości na podstawie wartości wskaźnika szybkości płynięcia (*MFR*), obciążenia (*m*) i gęstości tworzywa (q_m).

Tak uzyskane wartości η [Pa · s], wyznaczone dla różnych szybkości ścinania, można opisać odpowiednim równaniem reologicznym, pozwalającym na wyznaczenie pełnej krzywej lepkości tworzywa.

Dokładność takich pomiarów jest obarczona błędem, a wartość lepkości jest zawyżona, co wynika z zastosowania krótkiej kapilary oraz pominięcia poprawki Bagleya i Rabinowitscha-Mooneya. Otrzymane wyniki są jednak zbliżone do wyników pomiarów wykonanych przy użyciu reometru kapilarnego, a możliwy do uzyskania (z typowym zestawem obciążników) zakres szybkości ścinania (8,5–1904,5 1/s) odpowiada w wystarczającym stopniu zakresowi szybkości ścinania występującemu w przetwórstwie tworzyw (rys. 1). Różnica przebiegu krzywej lepkości uzyskanej na podstawie pomiarów przy użyciu plastometru i pomiarów za pomocą reometru wyniosła 5,2–6,9 %. Występowanie systematycznego błędu potwierdzają informacje firmy Goettfert [23]. Warto podkreślić, że plastometr jest dużo tańszy i prostszy konstrukcyjnie niż reometr kapilarny.



Rys. 1. Krzywa lepkości tworzywa Rigidex HD 5218 EA: linia przerywana – wykres uzyskany na podstawie pomiarów *MFR*, linia ciągła – wykres uzyskany na podstawie modelu Cross-WLF, opisującego wyniki badań reometrycznych

Fig. 1. Viscosity curve of Rigidex HD 5218 EA: dotted line – graph based on the *MFR* measurements, solid line – graph based on the Cross-WLF model describing rheological measurements

Metoda jednopunktowa – model Vinogradova-Malkina

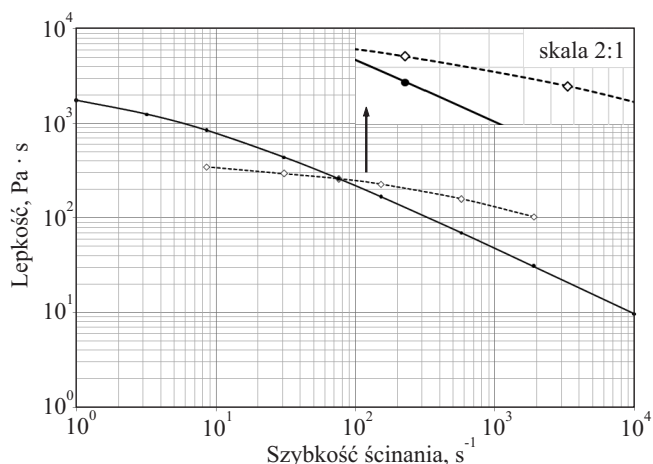
Wyznaczenie krzywej lepkości jest też możliwe na podstawie tylko jednego punktu pomiarowego (nie sześciu, jak poprzednio). Pozwala na to tzw. uniwersalna krzywa lepkości, definiowana modelem Vinogradova-Malkina. Wykazali oni, że w odniesieniu do większości polimerów termoplastycznych bez napełniaczy słuszną jest zależność [6]:

$$\eta = \eta_0 / (1 + A_1 \cdot (\dot{\gamma} \cdot \eta_0)^\alpha + A_2 \cdot (\dot{\gamma} \cdot \eta_0)^{2\alpha}) \quad (9)$$

gdzie: η – lepkość odpowiadająca szybkości ścinania $\dot{\gamma}$ w temperaturze T , η_0 – lepkość odpowiadająca zerowej szybkości ścinania ($\dot{\gamma} \rightarrow 0$) w temperaturze T , $\dot{\gamma}$ – szybkość ścinania w danym punkcie pomiarowym, A_1 , A_2 , α – uniwersalne współczynniki równania: $A_1 = 1,386 \cdot 10^{-2}$, $A_2 = 1,462 \cdot 10^{-3}$, $\alpha = 0,355$.

Na podstawie jednopunktowego pomiaru lepkości, np. na drodze badania wskaźnika szybkości płynięcia, i odpowiadającej jej szybkości ścinania, w procedurze iteracyjnej można wyznaczyć, z równania (9), lepkość zerową η_0 . W pracy zastosowano w tym celu moduł Solver programu MS Excel.

Następnie, z równania (9), można wyznaczyć krzywą lepkości tworzywa w temp. T , obliczając lepkość odpowiadającą wybranym wartościom szybkości ścinania z określonego zakresu (rys. 2).



Rys. 2. Krzywa lepkości tworzywa Rigidex HD 5218 EA: linia przerywana – wykres uzyskany na podstawie pomiarów MFR, linia ciągła – wykres uzyskany na podstawie uniwersalnego modelu Vinogradova-Malkina

Fig. 2. Viscosity curve of Rigidex HD 5218 EA: dotted line – graph based on the MFR measurements, solid line – graph based on the Vinogradov-Malkin model

Wyniki badań wskazują, że uniwersalna krzywa lepkości, uzyskana na podstawie jednego punktu pomiaru, w niedostateczny sposób opisuje zachowanie tworzywa. Różnice przebiegu krzywej lepkości otrzymanej na podstawie badań plastometrycznych i przebiegu krzywej Vinogradova-Malkina sięgają 70,2 % dla dużych szybkości ścinania ($\dot{\gamma} = 1904,5$ 1/s) oraz 143,1 % dla małych szybkości ścinania ($\dot{\gamma} = 8,5$ 1/s). Dowodzi to, że stosowanie tej metody, np. w modelowaniu procesów przetwórstwa tworzyw lub w innych zastosowaniach inżynierskich, jest niewłaściwe.

Wartość błędu, którym jest obarczona ta metoda zależy od rodzaju tworzywa. Możliwe jest dopasowanie krzywej Vinogradova-Malkina do badanego materiału w wyniku właściwego doboru parametrów A_1 , A_2 i α , jest to jednak proces czasochłonny i wymagający więcej niż jednego punktu pomiaru lepkości.

Metoda dwupunktowa – model Ostwalda-de Waele

Dokładniejszym sposobem wyznaczania krzywej lepkości może być metoda polegająca na aproksymacji liniowej (w układzie podwójnie logarytmicznym) dwóch punktów pomiaru z wykorzystaniem równania potęgowego Ostwalda-de Waele [24]:

$$\tau = k \cdot \dot{\gamma}^n \quad (10)$$

gdzie: k – stała konsystencji, n – wykładnik płynięcia.

W celu wyznaczenia stałej konsystencji k i wykładnika płynięcia n , należy wykonać dwa pomiary wskaźnika szybkości płynięcia: w warunkach małego obciążenia – *Low Load* (np. 2,16 kg), czyli małej szybkości ścinania, oraz w warunkach dużego obciążenia – *High Load* (np. 21,6 kg), czyli dużej szybkości ścinania.

Równanie (10) dla małego obciążenia można zapisać:

$$\tau_{LL} = k \cdot \dot{\gamma}_{LL}^n \quad (11)$$

i dla dużego obciążenia:

$$\tau_{HL} = k \cdot \dot{\gamma}_{HL}^n \quad (12)$$

Po obustronnym zlogarytmowaniu i przekształceniu tych równań do postaci liniowej, a następnie odjęciu stronami, można wyznaczyć wykładnik płynięcia n :

$$n = \frac{\log \tau_{HL} - \log \tau_{LL}}{\log \dot{\gamma}_{HL} - \log \dot{\gamma}_{LL}} \quad (13)$$

Wyrażenie na naprężenie styczne na ścianie kapilary przedstawia równanie (14):

$$\tau_w = \frac{\Delta p \cdot R_k}{2L_k} = \frac{m \cdot g \cdot R_k}{\pi \cdot R_c^2 \cdot 2L_k} = m \cdot \frac{g \cdot R_k}{2L_k} \quad (14)$$

gdzie: R_c – promień cylindra [mm]

$$\frac{g \cdot R_k}{\pi \cdot R_c^2 \cdot 2L_k} = \text{const} = \alpha \quad (15)$$

a na szybkość ścinania na ścianie kapilary – równanie (16):

$$\dot{\gamma}_w = \frac{4Q}{\pi R_k^3} = \frac{4}{\pi R_k^3} \cdot \frac{MFR}{4} = MFR \cdot \frac{4}{Q \cdot \pi R_k^3} \quad (16)$$

gdzie:

$$\frac{4}{Q \cdot \pi R_k^3} = \text{const} = \beta \quad (17)$$

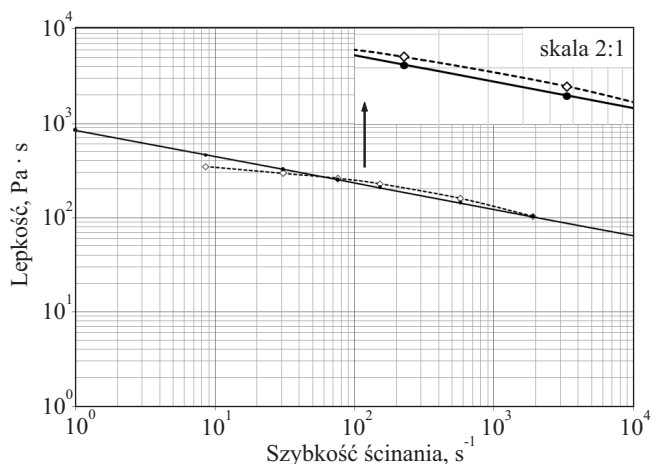
Wykładnik płynięcia n można więc przedstawić równaniem (18):

$$n = \frac{\log m_{HL} - \log m_{LL}}{\log MFR_{HL} - \log MFR_{LL}} \quad (18)$$

natomiast współczynnik konsystencji k równaniem (19):

$$k = \frac{\tau_{LL}}{\dot{\gamma}_{LL}^n} = \frac{\alpha \cdot m_{LL}}{(\beta \cdot MFR_{LL})^n} \quad (19)$$

Znajomość parametrów równania potęgowego umożliwia wyznaczenie lepkości tworzywa dla dowolnej szybkości ścinania (rys. 3).



Rys. 3. Krzywa lepkości tworzywa Rigidex HD 5218 EA: linia przerywana – wykres uzyskany na podstawie pomiarów MFR, linia ciągła – wykres uzyskany na podstawie modelu potęgowego Ostwalda-de Waele

Fig. 3. Viscosity curve of Rigidex HD 5218 EA: dotted line – graph based on the MFR measurements, solid line – graph based on the Ostwald-de Waele power law model

Model potęgowy dobrze opisuje dane doświadczalne, szczególnie w obrębie punktów pomiarowych wskaźnika szybkości płynięcia. Różnice między krzywą lepkości wyznaczoną na podstawie pomiarów przy użyciu plastometru a krzywą lepkości otrzymaną na podstawie modelu potęgowego Ostwalda-de Waele, w punktach pomiaru wskaźnika szybkości płynięcia wynoszą, odpowiednio, 3,1 % i 1,3 % dla obciążenia 2,16 kg i 21,6 kg. Poza punktami pomiaru MFR, skrajne różnice dochodzą do 33,1 % dla najmniejszej szybkości ścinania ($\dot{\gamma} = 8,5 \text{ 1/s}$), tzn. obciążenia 0,325 kg.

Stwierdzono, że model potęgowy, w ograniczonym zakresie szybkości ścinania, opisuje uzyskane dane doświadczalne z dokładnością dostateczną do zastosowań inżynierskich.

Metoda trójpunktowa – model Kleina

Dokładność charakterystyki reologicznej tworzywa, wyznaczonej na podstawie dwóch punktów pomiaru, jest wystarczająca do podstawowych zastosowań inżynierskich, szczególnie w zakresie wykonanych pomiarów MFR. Poza zakresem pomiaru, jak również (w mniejszym stopniu) między punktami pomiarowymi, linia prosta (w układzie podwójnie logarytmicznym) niezbyt dobrze opisuje tworzywa o nieliniowej charakterystyce.

W celu zwiększenia dokładności aproksymacji zaproponowano metodę polegającą na wyznaczeniu lepkości na podstawie trzech, możliwie równo od siebie oddalonych (w skali logarytmicznej), punktów pomiaru MFR (np. w warunkach obciążenia 0,325; 2,16 i 10,0 kg).

Wyznaczone punkty pomiaru lepkości można aproksymować za pomocą odpowiednio zredukowanego równania Kleina, z którego usunięto człon $A_{12}T \ln \dot{\gamma} + A_2T + A_{22}T^2$ odnoszący się do wpływu temperatury [24]:

$$\ln \eta = A_0 + A_1 \ln \dot{\gamma} + A_{11} \ln^2 \dot{\gamma} \quad (20)$$

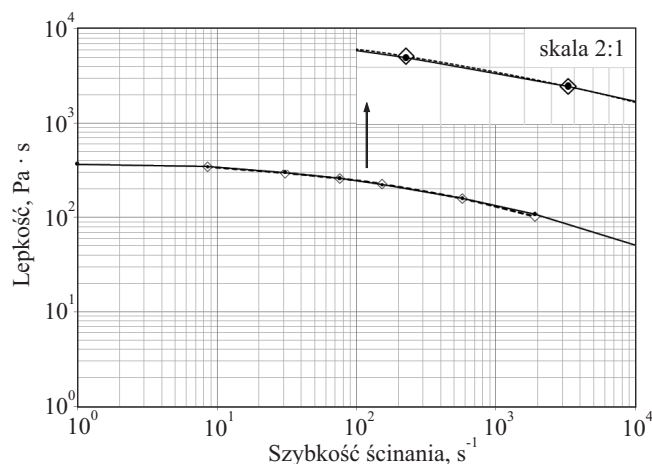
Równanie to można sprowadzić do postaci równania kwadratowego:

$$y = ax^2 + bx + c \quad (21)$$

gdzie: $y = \ln \eta$, $x = \ln \dot{\gamma}$, $a = A_{11}$, $b = A_1$, $c = A_0$.

Parametry równania Kleina (A_0 , A_1 , A_{11}) wyznaczone na podstawie regresji liniowej z zastosowaniem programu MS Excel i z wykorzystaniem funkcji statystycznej REGLINP w postaci tablicowej.

Tak wyznaczona krzywa bardzo dobrze opisuje dane doświadczalne w całym zakresie wartości szybkości ścinania. Różnice w przebiegu krzywej lepkości (wyznaczonej na podstawie pomiarów za pomocą plastometru) i krzywej Kleina, uzyskanej na podstawie trzech punktów pomiaru MFR, wynoszą średnio mniej niż 2 % w całym zakresie szybkości ścinania (rys. 4).



Rys. 4. Krzywa lepkości tworzywa Rigidex HD 5218 EA: linia przerywana – wykres uzyskany na podstawie pomiarów MFR, linia ciągła – wykres uzyskany na podstawie modelu logarytmicznego Kleina

Fig. 4. Viscosity curve of Rigidex HD 5218 EA: dotted line – graph based on the MFR measurements, solid line – graph based on the Klein logarithmic model

Zastosowanie tej metody znacznie skraca czas wykonywania badań (liczba pomiarów zmniejszyła się dwukrotnie), natomiast błąd jakim obarczone są wyniki do zastosowań zarówno inżynierskich, jak i modelowania procesów przetwórstwa tworzyw jest zaniedbywalny.

PODSUMOWANIE

Opracowano metodę wyznaczania krzywych lepkości tworzyw polimerowych w wybranym zakresie szybkości ścinania i temperatury na podstawie ograniczonej liczby

punktów reometrycznego pomiaru wskaźnika szybkości płynięcia. Wykorzystano uniwersalne równanie reologiczne Vinogradova-Malkina, dwuparametrowe równanie potęgowe Ostwalda-de Waele oraz trójparametrowe równanie logarytmiczne. W celu weryfikacji metody wykonano badania reologiczne krystalicznego polietyleno dużej gęstości (HDPE).

Stwierdzono, że proponowane rozwiązania mogą być przydatne do szybkiej oceny właściwości reologicznych przetwarzanych tworzyw, zwłaszcza nowych, zaawansowanych tworzyw polimerowych, w określonych warunkach temperatury i szybkości ścinania procesu przetwórczego.

Uzyskiwane tymi metodami wyniki są obarczone błędami, zawsze jednak dostarczają one więcej informacji o właściwościach reologicznych przetwarzanego materiału niż jedna wartość *MFR* podawana zwykle przez producenta jako jedyna reologiczna cecha tworzywa. Proponowane metody z powodzeniem mogą być stosowane do przybliżonych obliczeń inżynierskich, ponieważ są szybkie i tanie.

W celu oceny przydatności przedstawionych rozwiązań do określania właściwości reologicznych zaawansowanych tworzyw polimerowych zaplanowano odpowiednie badania reologiczne, których wyniki będą przedstawione w następnej publikacji.

LITERATURA

- [1] Rauwendaal Ch.: "Polymer Extrusion", Hanser Publ., Munich 2013.
- [2] Vlachopoulos J.: "Polymer Rheology and Extrusion", Polydynamics Inc., Ontario 2011.
- [3] Shaw M.T.: "Introduction to Polymer Rheology", Wiley, Hoboken, New Jersey 2012.
- [4] Osswald T., Rudolph N.: "Polymer Rheology. Fundamentals and Applications", Hanser Publ., Munich 2015.
- [5] Vinogradov G.V., Malkin A.Ya.: *Journal of Polymer Science Part A* **1964**, 2, 2357.
<http://dx.doi.org/10.1002/pol.1964.100020525>
- [6] Vinogradov G.V., Malkin A.Ya.: *Journal of Polymer Science Part B* **1966**, 4, 135.
<http://dx.doi.org/10.1002/pol.1966.160040111>
- [7] Shenoy A.V.: "Rheology of Filled Polymer Systems", Springer Publ., Dordrecht 1999.
- [8] www.campusplastics.com
- [9] www.autodesk Moldflow.com
- [10] Wilczyński K., Tyszkiewicz A.: *Polimery* **1996**, 41, 107.
- [11] www.ansys.com
- [12] Malkin A.Ya., Isayev A.I.: "Rheology. Concepts, Methods, and Applications", ChemTec Publ., Toronto 2012.
- [13] Niska K.O., Sain M.: "Wood-Polymer Composites", Woodhead Publ. Ltd, Abington Hall, Cambridge 2008.
- [14] "Mixing and Compounding of Polymers" (red. Manas-Zloczower I.), Hanser Publ., Munich 2009.
- [15] Ariffin A., Ahmad M.S.B.: *Polymer-Plastics Technology and Engineering* **2011**, 50, 395.
<http://dx.doi.org/10.1080/03602559.2010.543228>
- [16] 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>
- [17] Wilczyński K., Szymaniak Z., Tyszkiewicz A.: *Journal of Materials Processing Technology* **2001**, 109, 320.
[http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00821-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00821-9)
- [18] Wilczyński K.J., Nastaj A.: *Polimery* **2015**, 60, 199.
<http://dx.doi.org/10.14314/polimery.2015.199>
- [19] Wilczyński K.J., Nastaj A.: *Polimery* **2016**, 61, 279.
<http://dx.doi.org/10.14314/polimery.2016.279>
- [20] Wilczyński K.J., Nastaj A.: *Polimery* **2016**, 61, 357.
<http://dx.doi.org/10.14314/polimery.2016.357>
- [21] Wilczyński K., Nastaj A., Lewandowski A. i in.: *International Polymer Processing* **2015**, 30, 113.
<http://dx.doi.org/10.3139/217.3007>
- [22] Wilczyński K., Buziak K., Bartnik M.: *Polimery* **2016**, 61, 195. <http://dx.doi.org/10.14314/polimery.2016.195>
- [23] www.goettfert.com
- [24] Wilczyński K.: „Reologia w przetwórstwie tworzyw sztucznych”, WNT, Warszawa 2001.

Otrzymano 18 V 2016 r.