

LESZEK JARECKI

Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN
ul. Świętokrzyska 21, 00-049 Warszawa

Komputerowe modelowanie procesu formowania włókien ze stopionego polimeru krystalizującego

Cz. II. ZASTOSOWANIE MODELU*

COMPUTER MODELING OF MELT SPINNING FROM A CRYSTALLIZING POLYMER. Part II. APPLICATIONS OF THE MATHEMATICAL MODEL

Summary — The model developed (*cf.* Part I) is used to describe melt spinning from a crystallizing poly(ethylene terephthalate) (PET). Results of the calculations are illustrated with axial profiles of local velocity, temperature, tensile stress and degree of crystallinity (Figs. 1—3, 5—8). The melt spinning involving zone heating (Figs. 9—12) allowed to disclose a limited range of spinning speeds and heating zone temperatures, consequent upon coupling of stress-induced crystallization with crystallinity-controlled solidification. This coupling also leads to multiple model solutions involving, or not involving, crystallization. The range of admissible spinning speeds is governed by the temperature of the heating zone. Model computations showed the zone heating applied in melt spinning from PET to increase considerably the amorphous orientation in fibers at moderate take-up speeds and to reduce considerably the fiber take-up stress.

Key words: melt spinning, mathematical model of melt spinning, computer modeling, extensional flow, Newtonian fluid, Maxwellian fluid, molecular orientation, nonisothermal crystallization, oriented crystallization, melt spinning from poly(ethylene terephthalate).

Model matematyczny przedstawiony w części I [1] zastosowano do scharakteryzowania procesu formowania włókien ze stopionego poli(tereftalanu etylenu) (PET). W niniejszym artykule omówiono ważniejsze wyniki i wnioski wynikające z tych obliczeń komputerowych.

LEPKOSPŘŻYSTOŚĆ

W przypadku lepkospřżystej cieczy Maxwella model prowadzi do nieokreślonego lokalnego gradientu prędkości formowanej strugi i nieokreśloności rozwiązań dotyczących wartości modułu sprężystości G mniejszej od wartości krytycznej [2]

$$G^* = \frac{\rho V}{3} \left(V + \frac{F}{W} \right) + \frac{\sigma}{6} \left(\frac{\pi \rho V}{W} \right)^{1/2} \quad (1)$$

W celu zachowania określoności rozwiązań modelu z cieczą Maxwella, warunek $G > G^*$ musi być spełniony w każdym punkcie z drogi formowania. Gdy pominie się ostatni człon w równaniu (1), związany z niewielkimi efektami napięcia powierzchniowego, to z równania tego wynika, że wartość modułu krytycznego G^* rośnie ze wzrostem prędkości formowania V i napięcia strugi F oraz ze zmniejszeniem wydatku masy W .

Obliczenia numeryczne dotyczące PET wskazują, że wartość krytyczna G^* rośnie od wartości $4 \cdot 10^5$ dyn/cm² ($4 \cdot 10^4$ Pa) w warunkach prędkości $V = 1000$ m/min i $F/W = 10^3$ cm/s do wartości $3 \cdot 10^8$ dyn/cm² ($3 \cdot 10^7$ Pa) gdy $V = 10\,000$ m/min i $F/W = 10^5$ cm/s. Zatem polimery stosowane w procesach szybkiego formowania cienkich włókien, z dużymi siłami napinającymi i małymi wydatkami masy, powinny charakteryzować się większymi modułami sprężystości (krótszymi czasami relaksacji). Mniejsze naprężenia działające w warunkach mniejszej szybkości formowania pozwalają na formowanie włókna z cieczy lepkospřżystej Maxwella o mniejszym module sprężystości. Dokładne relacje określa równanie (1).

*) Dokończenie opracowania przeznaczonego do zeszytu nr 5/2001, poświęconego zastosowaniu obliczeniowych metod komputerowych w chemii, fizyce i technologii polimerów; cz. I — por. [1].

Z obliczeń dotyczących PET wynika, że ze wzrostem modułu sprężystości ($G > G^*$) osiowe profile prędkości, naprężenia rozciągającego i temperatury uzyskane w przypadku cieczy Maxwella zbiegają się do profili charakteryzujących lepką ciecz newtonowską [2]. Większe moduły sprężystości G wymagane do zrealizowania procesu szybkiego formowania z cieczy Maxwella (*high-speed spinning*, $V_L > 5000$ m/min) oraz zbieżność wyników dotyczących modeli Maxwella i Newtona w zakresie większych wartości G wskazują na zwiększający się stopień poprawności modelu cieczy newtonowskiej w zakresie większej szybkości odbioru. Na przykład, gdy prędkość odbioru V_L wynosi 5000 m/min, osiowe profile funkcji obliczanych na podstawie obu modeli reologicznych praktycznie biorąc pokrywają się w zakresie $G > 10^8$ dyn/cm² ($>10^7$ Pa).

EFEKTY OBJĘTOŚCIOWEGO TARCIA LEPKIEGO

Obliczenia wskazują, że efekty cieplne lepkiego tarcia objętościowego w formowanej strudze prowadzą do ograniczenia szybkości formowania bardzo grubych włókien do zakresu prędkości średnich. Nadmierne wytwarzanie ciepła w procesie szybszego formowania takich włókien (np. włókno 20 denier produkowane z prędkością 10 000 m/min) prowadzi do znacznego wzrostu temperatury na końcu drogi formowania oraz do nietypowych profili prędkości, naprężenia i temperatury, niekorzystnych dla procesu formowania [2]. Ciepło lepkiego objętościowego tarcia w cieczy polimerowej stanowi czynnik ograniczający szybkość formowania i grubość otrzymywanych włókien. Efekty tarcia lepkiego są niewielkie i mogą być pominięte w formowaniu włókien o standardowej grubości, które są już wystarczająco cienkie. W zakresie dużych prędkości odbioru, efekty lepkiego tarcia w cieczy mogą jednak wpływać na dynamikę formowania, ale nie w sposób zakłócający właściwy przebieg procesu.

DYNAMIKA PROCESU

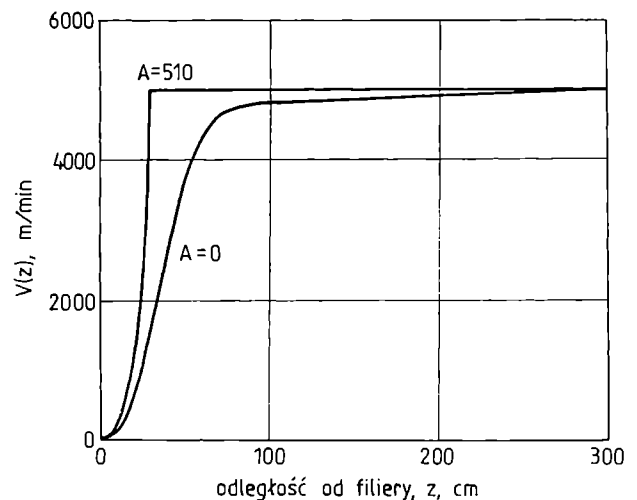
Efekty napięcia powierzchniowego i grawitacji są stosunkowo niewielkie w warunkach powszechnie stosowanych w formowaniu i można je pominąć. Siły napięcia powierzchniowego mogą odgrywać większą rolę w przypadku bardzo cienkich włókien formowanych z małą prędkością — mają one znaczny wkład w obszarze przyfilierowym. Znaczenie sił grawitacji wzrasta w razie powolnych procesów formowania, zwłaszcza wówczas kiedy struga polimeru po wypłynięciu z filier spada pod wpływem własnego ciężaru.

W praktycznym, przemysłowym zakresie szybkości formowania dominującą rolę w dynamice procesu odgrywa siła oporu powietrza. Ze wzrostem grubości włókna i szybkości odbioru istotne staje się jednak zna-

czenie siły bezwładności, która może zdominować siłę oporu powietrza.

EFEKTY KRYSZALIZACJI

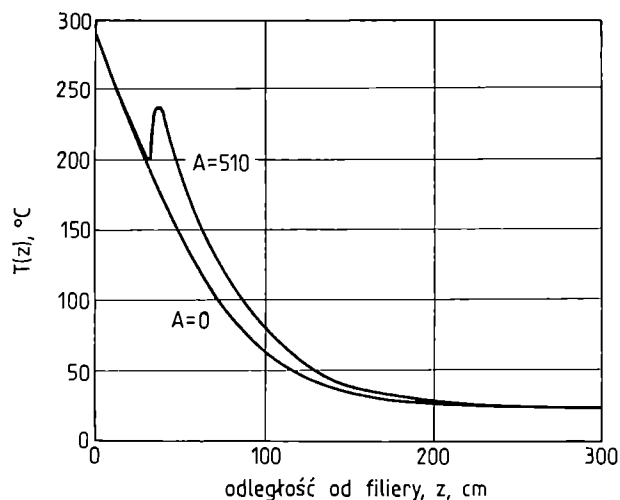
Efekty krystalizacji orientowanej obliczono z założeniem funkcji szybkości krystalizacji orientowanej w postaci przedstawionej równaniami (19) i (20) w [1], zależnej od kwadratu naprężenia rozciągającego, ze współczynnikiem materiałowym A [wzór (21) w cz. I]. Rysunki 1—3 przedstawiają osiowe profile prędkości, temperatury i naprężenia rozciągającego strugę PET odbieraną z prędkością $V_L = 5000$ m/min, grubości 5 denier. Wykresy dotyczą parametru krystalizacji orientowanej ($A = 510$) i krystalizacji izotropowej ($A = 0$) [2]. Wpływ stopnia krystaliczności na lepkość charakteryzują parametry $X^* = 0,1$ i $\alpha = 1$.



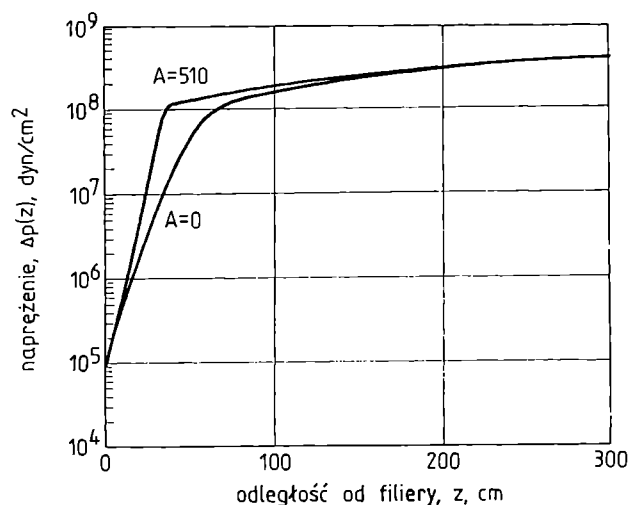
Rys. 1. Osiowe profile prędkości $V(z)$ krystalizującej cieczy newtonowskiej w przypadku włókna PET grubości 5 denier odbieranego z prędkością $V_L = 5000$ m/min; $A = 510$: krystalizacja orientowana, $A = 0$: krystalizacja izotropowa

Fig. 1. Axial velocity profile $V(z)$ of a crystallizing Newtonian fluid computed for 5-denier PET filaments spun at speed $V_L = 5000$ m/min; $A = 510$, oriented crystallization; $A = 0$, isotropic crystallization

Krystalizacja izotropowa, bardzo powolna w przypadku PET, praktycznie biorąc nie przyczynia się do wzrostu krystaliczności podczas formowania i nie wpływa na dynamikę procesu. Przedstawione na rys. 1—3 profile $V(z)$, $T(z)$ i $\Delta p(z)$ z założeniem wyłącznie krystalizacji izotropowej ($A = 0$) są monotoniczne i gładkie. Krystalizacja orientowana ($A = 510$) w połączeniu z silnymi efektami lepkości prowadzi do silniejszego wzrostu prędkości strugi we wcześniejszym obszarze drogi formowania (rys. 1), z zestaleniem się strugi w punkcie osiągnięcia stopnia krystaliczności X^* . Ciepło krystalizacji powoduje lokalny wzrost temperatury



Rys. 2. Osiowe profile temperatury $T(z)$ krystalizującej cieczy newtonowskiej w przypadku włókna PET grubości 5 denier odbieranego z prędkością $V_L = 5000$ m/min, $A = 510$: krystalizacja orientowana, $A = 0$: krystalizacja izotropowa
Fig. 2. Axial temperature profiles $T(z)$ of a crystallizing Newtonian fluid computed for 5-denier PET filaments spun at speed $V_L = 5000$ m/min; $A = 510$, oriented crystallization; $A = 0$, isotropic crystallization



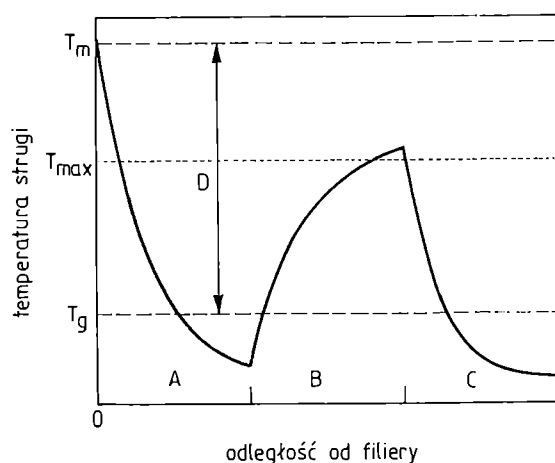
Rys. 3. Osiowe profile naprężenia rozciągającego $\Delta p(z)$ krystalizującej cieczy newtonowskiej w przypadku włókna PET grubości 5 denier odbieranego z prędkością $V_L = 5000$ m/min; $A = 510$: krystalizacja orientowana, $A = 0$: krystalizacja izotropowa

Fig. 3. Axial tensile stress profiles $\Delta p(z)$ of a crystallizing Newtonian fluid computed for 5-denier PET filaments spun at a speed $V_L = 5000$ m/min; $A = 510$, oriented crystallization; $A = 0$, isotropic crystallization

strugi, jednakże w dość wąskim zakresie drogi formowania w odległości 40–50 cm od filiiery (rys. 2). Krystalizacja orientowana i jej efekty reologiczne przyczyniają się do silniejszego wzrostu naprężenia w obszarze krystalizacji (rys. 3).

EFEKTY GRZANIA STREFWEGO

Omawiany matematyczny model formowania zastosowano w pracy [3] do zbadania efektów grzania strefowego w metodzie z komorą grzejną (*hot tube*) [4] w przypadku PET. Dane literaturowe na temat modelowania procesów formowania z zastosowaniem grzania strefowego są dość ubogie [4, 5]. Wykorzystanie metody komory grzejnnej miało na celu wyeliminowanie drugiego etapu formowania polegającego na dodatkowym rozciąganiu zestalonego włókna i zredukowanie procesu technologicznego do jednego etapu, tj. formowania ze stanu stopionego. W tej technice końcowa struktura włókna (orientacja molekularna, krystaliczność) kształtuje się już w procesie rozciągania strugi stopionego polimeru.



Rys. 4. Schematyczny profil temperatury strugi w procesie formowania z zastosowaniem komory grzejnnej: A — chłodzenie, B — strefa grzania, C — chłodzenie, D — zakres krystalizacji (dalsze objaśnienia w tekście)

Fig. 4. A schematic temperature profile for hot-tube spinning: A — cooling, B — heating zone, C — cooling, D — crystallization range (see main text for further explanations)

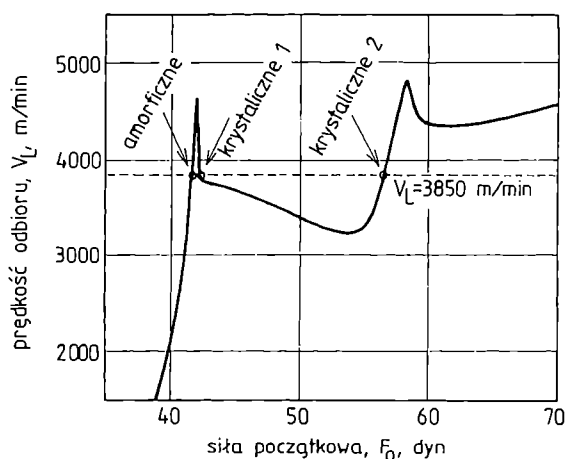
Rysunek 4 przedstawia osiowy profil temperatury strugi, typowy dla metody grzania strefowego. W obszarze grzania struga polimeru, wcześniej schłodzona zaraz po opuszczeniu filiiery, jest ponownie ogrzewana w powietrzu o temperaturze T_h i w ten sposób wchodzi ponownie w obszar temperatur krystalizacji, ale już pod wpływem znacznie większego naprężenia rozciągającego. Naprężenie to powoduje istotne przyspieszenie krystalizacji w obszarze grzania. Po wyjściu z komory grzejnnej struga ulega ponownemu schłodzeniu i już zestalona jest odbierana jako włókno z ukształtowaną strukturą. Postęp krystalizacji i kształtowanie się orientacji molekularnej w takim procesie zależą od profilu temperatury i naprężenia rozciągania wzdłuż drogi formowania, czasu przebywania w przedziale temperatury krystalizacji oraz zdolności polimeru do krystaliza-

cji. Na strukturę otrzymywanego włókna oraz dynamikę formowania można wpływać dobierając odpowiednią wartość temperatury oraz długość i położenie strefy grzania.

Obliczenia modelowe dotyczące formowania z zastosowaniem komory grzejnej przeprowadzono na przykładzie PET. Właściwości reologiczne PET używanego do formowania włókien dobrze opisuje model lepkiej cieczy newtonowskiej, co upraszcza modelowanie i redukuje liczbę równań modelu do czterech.

Sprężenie pomiędzy krystalizacją, właściwościami reologicznymi i naprężeniem w równaniach modelu (36a—e) z [1] ma silnie nieliniowy charakter. Konsekwencją tego jest niejednoznaczna zależność pomiędzy prędkością odbioru V_L a siłą napięcia początkowego strugi F_0 w przypadku krystalizacji orientowanej. Niejednoznaczność ta pojawia się zarówno w rozwiązaniach ze standardowym chłodzeniem strugi, jak i ze strefowym grzaniem. Nie pozwala ona na zastępowanie warunku początkowego na siłę napinającą F_0 przez prędkość odbioru V_L w metodach rozwiązywania różniczkowych równań formowania. Konieczne jest wtedy badanie rozwiązań w całym zakresie napięcia początkowego.

Rysunek 5 przedstawia przykład zależności pomiędzy prędkością odbioru V_L a początkowym napięciem F_0 wyznaczonej na podstawie omawianego modelu w przypadku formowania włókna ze stopionego PET z zastosowaniem komory grzejnej o temperaturze $T_h = 150^\circ\text{C}$ i długości 100 cm, umieszczonej w odległości 100 cm od filiiery. Zdolność do krystalizacji orientowanej jest określona parametrem $A = 500$. W zakresie prędko-



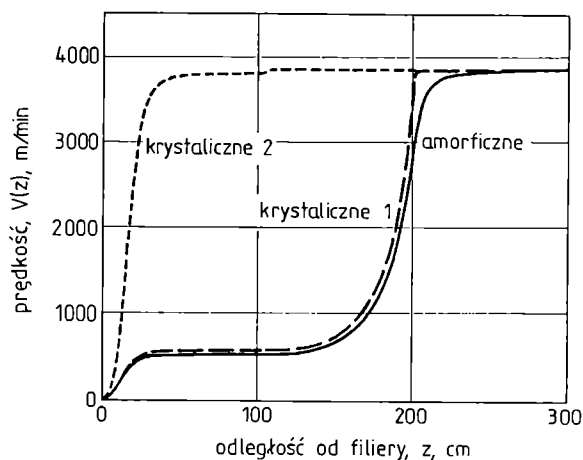
Rys. 5. Różne wartości początkowej siły napięcia strugi (F_0) prowadzące do takiej samej prędkości odbioru ($V_L = 3850$ m/min) i różnych rozwiązań równań formowania: amorficznego, krystalicznego 1, krystalicznego 2; $A = 500$, $W = 0,02$ g/s (objaśnienia w tekście)

Fig. 5. Different initial tensions (F_0) leading to identical take-up speeds ($V_L = 3850$ m/min) and to different solutions of spinning equations: amorphous, crystalline 1, crystalline 2; $A = 500$, $W = 0.02$ g/sec (for explanations see main text)

ści odbioru nieprzekraczającej pewnej wartości krytycznej (tutaj ok. 3200 m/min) przedstawiona zależność V_L od F_0 jest wzajemnie jednoznaczna, co wynika z braku krystalizacji w tym zakresie. Nałożenie większych wartości prędkości odbioru prowadzi do krystalizacji orientowanej i w konsekwencji do niejednoznaczności pomiędzy V_L i F_0 . Na przykład prędkości odbioru 3850 m/min odpowiadają trzy różne wartości napięcia początkowego strugi prowadzące do trzech różnych rozwiązań. Rozwiązanie z najmniejszą wartością napięcia przewiduje proces z brakiem krystalizacji (rozwiązanie amorficzne, linia ciągła). Drugie rozwiązanie, z niewiele większą wartością F_0 , przewiduje krystalizację orientowaną (rozwiązanie krystaliczne 1). Trzecie rozwiązanie, również z krystalizacją, wymagające jednak znacznie większej początkowej siły napięcia, może być traktowane jako niefizyczne (rozwiązanie krystaliczne 2).

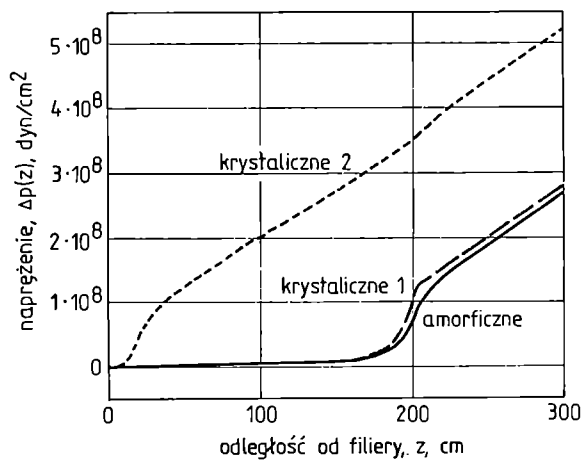
Modelową konsekwencją sprężenia pomiędzy krystalizacją orientowaną i silnymi efektami reologicznymi krystalizacji prowadzącymi do zestalenia strugi jest ograniczenie prędkości formowania włókien z polimerów krystalizujących. Ograniczenie to jest reprezentowane przez pierwsze maksimum na krzywej V_L — F_0 w obszarze mniejszych wartości napięcia początkowego (4600 m/min na rys. 5). Formowanie z większą prędkością odbioru jest niemożliwe z powodu zestalenia się strugi wskutek krystalizacji orientowanej już w warunkach mniejszych wartości prędkości, co nie pozwala na wykorzystywanie większej prędkości odbioru. Otrzymane z obliczeń [3] maksymalne wartości prędkości formowania są większe w obszarze wyższej temperatury strefy grzania, w zakresie $T_h > T_g$.

Rysunki 6—8 przedstawiają profile prędkości, naprę-

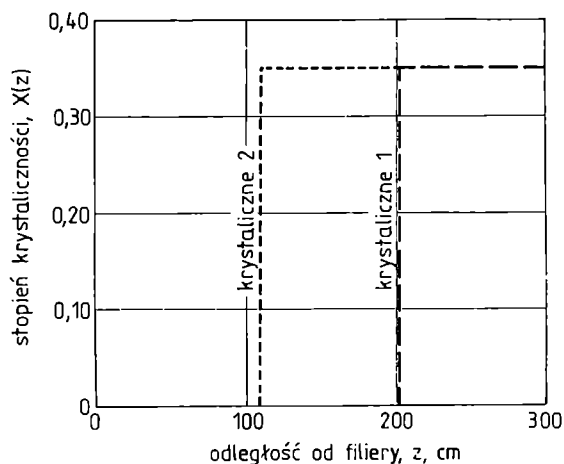


Rys. 6. Trzy profile prędkości $V(z)$ obliczone w odniesieniu do PET w warunkach ustalonej prędkości odbioru $V_L = 3850$ m/min: rozwiązanie amorficzne, krystaliczne 1, krystaliczne 2; $W = 0,02$ g/s, $A = 500$, $T_h = 150^\circ\text{C}$

Fig. 6. Three velocity profiles $V(z)$ computed for PET at a fixed take-up speed $V_L = 3850$ m/min; solutions of spinning equations: amorphous, crystalline 1, crystalline 2; $W = 0.02$ g/sec, $A = 500$, $T_h = 150^\circ\text{C}$



Rys. 7. Trzy profile naprężenia rozciągającego $\Delta p(z)$ obliczone w odniesieniu do PET w warunkach ustalonej prędkości odbioru = 3850 m/min: rozwiązanie amorficzne, krystaliczne 1, krystaliczne 2; $W = 0,02$ g/s, $A = 500$, $T_h = 150^\circ\text{C}$
 Fig. 7. Three tensile stress profiles $\Delta p(z)$ computed for PET at a fixed take-up velocity $V_L = 3850$ m/min; solutions of spinning equations: amorphous, crystalline 1, crystalline 2; $W = 0.02$ g/sec, $A = 500$, $T_h = 150^\circ\text{C}$



Rys. 8. Trzy profile krystaliczności $X(z)$ obliczone w odniesieniu do PET w warunkach ustalonej prędkości odbioru $V_L = 3850$ m/min: rozwiązanie amorficzne, krystaliczne 1, krystaliczne 2; $A = 500$, $W = 0,02$ g/s, $T_h = 150^\circ\text{C}$
 Fig. 8. Three crystallinity profiles $X(z)$ computed for PET at a fixed take-up velocity $V_L = 3850$ m/min; solutions of spinning equations: amorphous, crystalline 1, crystalline 2; $A = 500$, $W = 0.02$ g/sec, $T_h = 150^\circ\text{C}$

żenia rozciągającego i krystaliczności otrzymane z obliczeń modelowych dotyczących procesu formowania włókien PET z zastosowaniem komory grzejnej długości 100 cm i o temperaturze $T_h = 150^\circ\text{C}$ [3]. Trzy różne profile (amorficzny, krystaliczny 1, krystaliczny 2) odpowiadają trzem różnym wartościom początkowego naprężenia strugi w warunkach takiej samej prędkości odbioru 3850 m/min (patrz rys. 5).

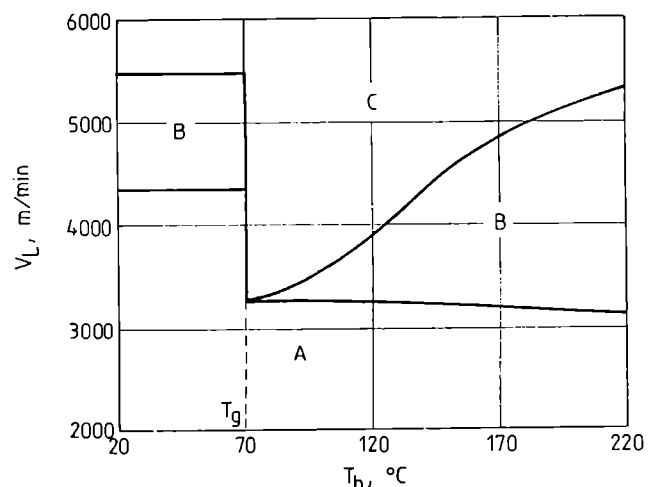
Rozwiązania amorficzne i krystaliczne 1 przedsta-

wiają dwa oddzielne obszary dużego gradientu prędkości dV/dz — jeden w obszarze strefy grzania, drugi w obszarze chłodzenia w pobliżu filier. Rozwiązanie krystaliczne 2 charakteryzuje się jednym obszarem dużego gradientu prędkości w strefie chłodzenia przy filierze, gdzie wskutek znacznego naprężenia początkowego następuje krystalizacja orientowana i zestalenie strugi jeszcze przed wejściem w strefę grzania.

Duży osiowy gradient krystaliczności w przypadku pierwszego rozwiązania z krystalizacją wskazuje na znaczną szybkość krystalizacji orientowanej w rejonie wyjścia z komory. Efekty krystalizacji w tym rejonie powodują wzrost temperatury strugi o 10–20°C [3].

Bardzo bliskie wartości napięcia początkowego strugi F_0 w odniesieniu do rozwiązania amorficznego i pierwszego krystalicznego oraz bliskość odpowiadających im profili prędkości, naprężenia i temperatury, poza profilami krystaliczności, wskazują na możliwość występowania w procesie stacjonarnego formowania niestabilności struktury amorficznej/krystalicznej otrzymywanych włókien, z zachowaniem dynamicznej stabilności procesu. Różnica pomiędzy wartościami napięcia początkowego w obu tych rozwiązaniach, tak bardzo różniących się strukturą, wynosi ok. 1% i maleje ze wzrostem temperatury w komorze [5].

Modelową konsekwencją sprzężenia krystalizacji orientowanej z efektami reologicznymi jest występowanie trzech różnych obszarów w przestrzeni V_L – T_h (prędkość odbioru—temperatura komory) przedstawionych na rys. 9 w postaci wykresu fazowego; dotyczy on PET w warunkach ustalonych wartości wydatku masy W i parametru krystalizacji orientowanej A . W obszarze



Rys. 9. „Wykres fazowy” wskazujący zakresy prędkości odbioru (V_L) i wartości temperatury komory grzejnej (T_h), gdzie model przewiduje wyłącznie włókna amorficzne (A), krystaliczne (B) oraz obszar zabroniony (C); $A = 500$, $W = 0,02$ g/s

Fig. 9. A „phase diagram” showing ranges of take-up speeds V_L and tube temperatures T_h where the model predicts amorphous fibers only (A), crystalline fibers (B), and the forbidden range (C); $A = 500$, $W = 0.02$ g/sec

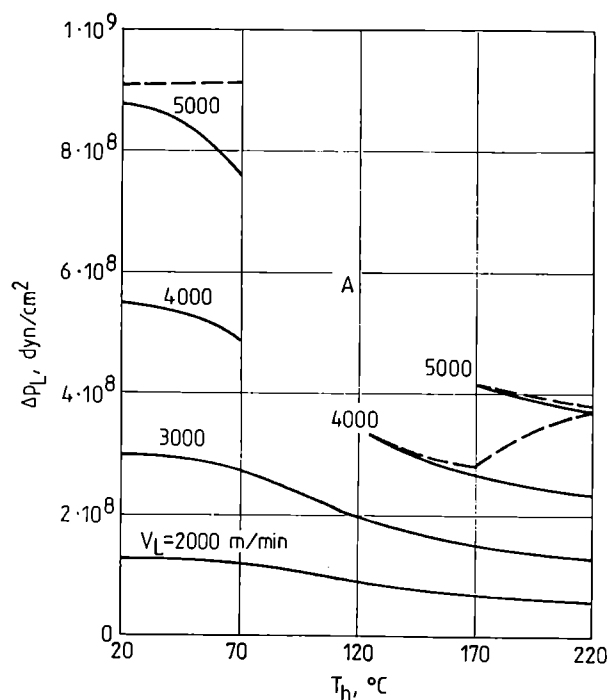
małej prędkości odbioru (<3000 m/min) występuje więc tylko jedno rozwiązanie układu równań formowania przewidujące strukturę amorficzną włókna. W zakresie większych prędkości odbioru istnieją rozwiązania amorficzne i krystaliczne. W przypadku prędkości odbioru przekraczającej maksymalną wartość, zmieniającą się od 3500 m/min gdy $T_h = 100^\circ\text{C}$ do 5100 m/min gdy $T_h = 220^\circ\text{C}$, rozwiązanie nie istnieje. Przewiduje się tu występowanie zabronionego obszaru warunków formowania, tj. szybkości odbioru i temperatury komory grzejnej [3], co jest bezpośrednią konsekwencją zestalenia się strugi w wyniku krystalizacji orientowanej. W tych obliczeniach polimer ulega zestaleniu, gdy zostanie osiągnięty krytyczny stopień krystaliczności wynoszący 10%. Prędkość formowania z obszaru zabronionego wymagałaby plastycznej deformacji zestalonej części strugi, co mogłoby nastąpić po przekroczeniu naprężenia granicznego deformacji plastycznej. Omawiany model matematyczny nie obejmuje takiego przypadku.

Można ponadto sądzić [3], że zastosowanie komory z temperaturą powietrza o kilkadziesiąt stopni przekraczającą temperaturę zeszklenia polimeru prowadzi do

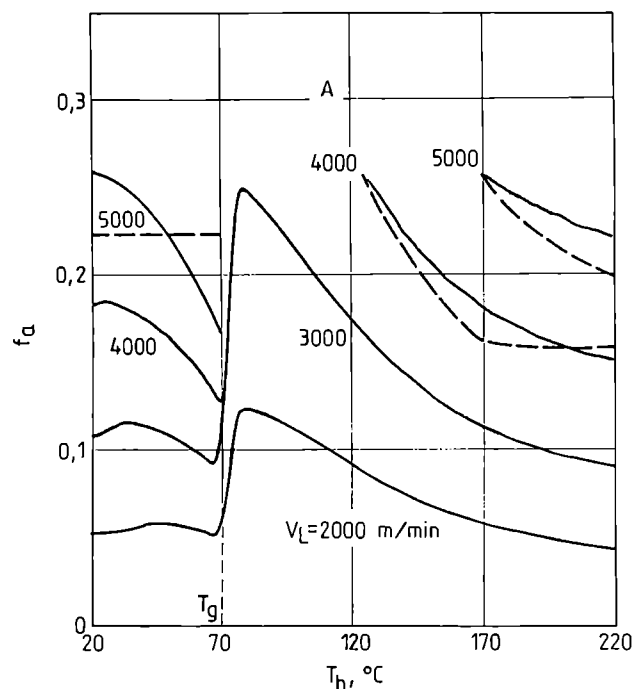
znacznego zmniejszenia naprężeń w punkcie odbioru włókna. Rysunek 10 ilustruje obliczoną w odniesieniu do PET zależność naprężenia odbioru Δp_L w funkcji temperatury komory T_h , w szerokim zakresie od temperatury pokojowej do 220°C , w warunkach ustalonych wartości parametru krystalizacji orientowanej A i wydatku masy W .

W zakresie wysokich wartości T_h , przewiduje się ok. 50-proc. zmniejszenie naprężenia odbioru w porównaniu z formowaniem w temperaturze pokojowej. Wynika to ze znacznego obniżenia się profilu prędkości w wyniku grzania strefowego, co prowadzi do spadku oporu powietrza na całej długości drogi formowania. Efekt ten jest zwłaszcza wyraźny w procesach szybkiego przedzenia. Na rysunku 10 został wskazany zabroniony zakres prędkości formowania i temperatury komory.

Naprężenie rozciągania w punkcie zestalenia się strugi pozwoliło na podstawie równania elastooptyki określić stan orientacji amorficznej otrzymanego włókna. Jako punkt zestalenia przyjęto taki punkt na drodze formowania, w którym prędkość $V(z)$ osiąga 95% prędko-



Rys. 10. Obliczone naprężenie odbioru włókna (Δp_L) w zależności od temperatury komory grzejnej (T_h) w warunkach różnej prędkości odbioru (V_L) PET. Zakres zabroniony (A) dotyczy większej prędkości odbioru i niższej temperatury komory; $A = 500$, $W = 0,02$ g/s. Linie ciągłe — rozwiązanie amorficzne, linie przerywane — rozwiązania krystaliczne 1



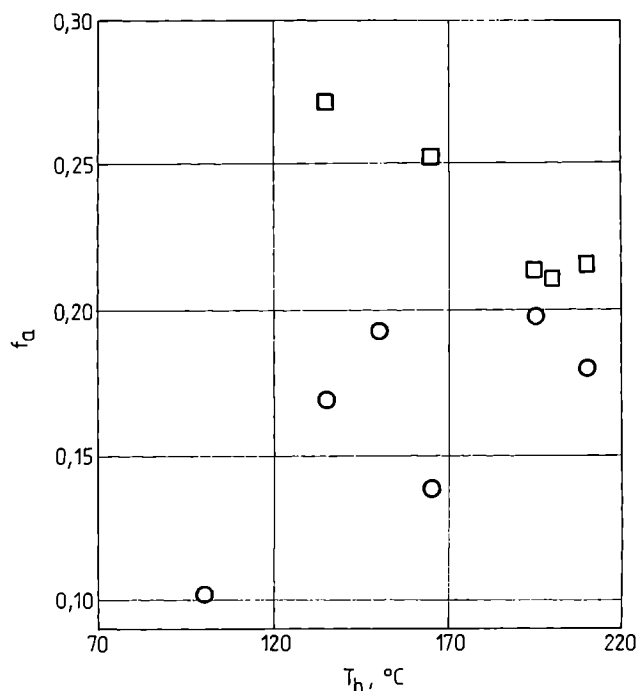
Rys. 11. Obliczony czynnik orientacji amorficznej (f_a) w zależności od temperatury komory grzejnej (T_h) w warunkach różnej prędkości odbioru (V_L) PET. Zakres zabroniony (A) dotyczy większej prędkości odbioru i niższej temperatury komory; $A = 500$, $W = 0,02$ g/s. Linie ciągłe — rozwiązanie amorficzne, linie przerywane — rozwiązanie krystaliczne 1

ści odbioru. Przewiduje się, że stosowanie grzania strefowego prowadzi do podwyższenia stopnia orientacji amorficznej, zwłaszcza w zakresie mniejszej prędkości odbioru. Wyższy stopień orientacji amorficznej oznacza korzystniejsze właściwości mechaniczne włókien [6]. W zakresie szybkiego przędzenia przewidywane efekty orientacji ulegają nasyceniu i nie przekraczają w sposób istotny wartości odnoszącej się do formowania bez grzania strefowego.

Obliczone w przypadku PET zależności czynnika orientacji amorficznej f_a od temperatury komory grzejnej T_h przedstawiono na rys. 11 w odniesieniu do różnych wartości prędkości formowania w zakresie od 2000 m/min do 5000 m/min. Przewidywane przebiegi wartości f_a dotyczące obu rozwiązań (amorficznego i krystalicznego 1) zachowują się podobnie i nie odbiegają istotnie od siebie w znacznym zakresie temperatury komory. W obszarze V_L nie przekraczającej 3000 m/min, czynnik orientacji f_a rośnie o ok. 100% ze wzrostem temperatury komory w stosunkowo wąskim zakresie powyżej $T_g = 70^\circ\text{C}$, a następnie, w wyższej temperaturze, maleje. W tym zakresie prędkości odbioru nie występują zabronione wartości temperatury komory grzejnej, natomiast pojawiają się one w obszarze większej prędkości odbioru (≥ 4000 m/min) i odpowiadają niższej temperaturze. W warunkach takich wartości prędkości

rozwiązania formowania istnieją w wyższej temperaturze, jednakże wyższe wartości T_h prowadzą do zmniejszenia czynnika orientacji f_a , monotonicznie malejącego ze wzrostem temperatury. Przewiduje się też, że najniższa dozwolona wartość T_h wzrasta znacznie ze wzrostem V_L . Tak więc w przypadku gdy $V_L = 5000$ m/min temperatura strefy grzania nie może być niższa od 170°C , a gdy $V_L = 4000$ m/min — niższa od ok. 120°C . Zachowanie takie jest konsekwencją krystalizacji orientowanej i jej efektów reologicznych w modelu.

Powyższe wnioski są jakościowo zgodne z obserwacjami doświadczalnymi. Rysunek 12 przedstawia uzyskane doświadczalnie wartości czynnika orientacji amorficznej f_a włókien PET formowanych z prędkością 2600 i 4800 m/min z zastosowaniem techniki grzania strefowego, w zależności od temperatury komory w zakresie $100\text{--}210^\circ\text{C}$ [7]. Wyniki te wskazują, że ograniczenia zakresu temperatury komory nie występują w przypadku mniejszej prędkości formowania (kółka). Czynnik orientacji rośnie ze wzrostem T_h w pewnym zakresie powyżej T_g , a następnie zmniejsza się po osiągnięciu maksimum. W przypadku większej szybkości formowania (kwadraty) obserwuje się spadek f_a od największej jego wartości odpowiadającej temperaturze komory 135°C . Brak włókien formowanych z tą prędkością w temperaturze $<135^\circ\text{C}$ może wynikać z przewidywanego zabronionego zakresu warunków formowania.



Rys. 12. Doświadczalne wartości czynnika orientacji amorficznej (f_a) włókien PET w zależności od temperatury komory grzejnej (T_h) w warunkach prędkości odbioru $V_L = 2600$ m/min (\circ) i 4800 m/min (\square) [7]

Fig. 12. Experimental amorphous orientation factors (f_a) for PET fibers versus hot-tube temperature (T_h) at $V_L = 2600$ m/min (\circ) and 4800 m/min (\square) [7]

UWAGI KOŃCOWE

Zbudowanie komputerowego modelu formowania włókien ze stopionego polimeru wymaga przyjęcia szeregu założeń dotyczących procesu i właściwości materiałowych polimeru. Przedstawione badania nad matematycznym modelowaniem procesu wskazują na silny wpływ założeń dotyczących krystalizacji orientowanej i charakterystyki reologicznej polimeru podczas krystalizacji. Porównanie wyników obliczeń z dostępnymi danymi doświadczalnymi pozwala na weryfikację modelu i ukazuje stopień poprawności uzyskanych wniosków. Istotne efekty krystalizacji w przedstawionych obliczeniach dynamiki formowania świadczą o tym, jak ważna jest znajomość kinetyki krystalizacji pod naprężeniem w warunkach nieizotermicznych oraz charakterystyki reologicznej krystalizującego polimeru.

Na tym etapie badań modelowych możliwe było raczej przyjęcie zależności wskazujących na tendencje w kinetyce krystalizacji orientowanej i reologii niż wciąż niedostępnych danych ilościowych. Takie przyjęcie bardzo przybliżonych związków, mimo ich oczywistej niedokładności, pozwoliło jednak na uzyskanie ważnych jakościowych wniosków z obliczeń komputerowych dotyczących złożonego procesu, jakim jest formowanie włókien z polimeru krystalizującego.

Należy przyznać, że brak pełnych i wiarygodnych danych doświadczalnych dotyczących najważniejszych

charakterystyk materiałowych jest słabym punktem komputerowego modelowania procesów formowania włókien z polimerów. Istniejące opracowania opierają się na dość dowolnych założeniach dotyczących charakterystyk materiałowych. Model komputerowy, który mógłby znaleźć zastosowanie w procesach przemysłowych, powinien jednak opierać się na bardziej precyzyjnych danych doświadczalnych. Wynika stąd konieczność prowadzenia dalszych bardziej szczegółowych badań, zwłaszcza w dziedzinie kinetyki krystalizacji orientowanej i reologii polimerów krystalizujących, w celu wyznaczenia niezbędnych właściwości materiałowych.

LITERATURA

1. Jarecki L.: *Polimery* 2001, **46**, 335.
2. Ziabicki A., Jarecki L.: *Computational Theoret. Polym. Sci.* 1998, **8**, 156.
3. Jarecki L., Ziabicki A., Blim A.: *Computational Theoret. Polym. Sci.* 2000, **10**, 63.
4. Kawaguchi T.: w „High Speed Fiber Spinning” (red. Ziabicki A., Kawai H.), Wiley, Nowy Jork 1985, str. 3.
5. Hayashi S., Katsuya T., Ishihara K., Yasuda H.: *Sen-I Gakkaishi* 1992, **48**, 541.
6. Sajkiewicz P., Ziabicki A., Jarecki L.: *Fibers and Textiles in Eastern Europe* 1998, **6**, 44.
7. Merkurio F.: „Spinning of polyester fibers. Correlations of spinning conditions, structure and properties” (praca doktorska), Uniwersytet w Genui 1997.

Doktorat *honoris causa* Politechniki Gdańskiej dla profesora Zbigniewa Jedlińskiego

Profesor Zbigniew Jedliński — znany polski naukowiec, wykładowca Politechniki Gdańskiej, Politechniki Śląskiej, Uniwersytetu Jagiellońskiego, a także uniwersytetów amerykańskich i niemieckich, pracujący obecnie w Centrum Chemii Polimerów Polskiej Akademii Nauk w Zabrze — otrzymał doktorat *honoris causa* Politechniki Gdańskiej. Tę najwyższą godność akademicką przyznał Z. Jedlińskiemu Senat PG w dniu 28 lutego 2001 roku na wniosek Wydziału Oceanotechniki i Okrętownictwa PG (z poparciem Rady Wydziału Chemicznego PG) w uznaniu Jego wybitnych osiągnięć naukowych w dziedzinie chemii oraz technologii polimerów, w tym za zasługi we wdrażaniu w przemyśle stoczniowym opracowanych pod Jego kierunkiem nowych tworzyw wielkocząsteczkowych (*takich jak m. in. biologicznie aktywne podwodne farby okrętowe nie dopuszczające do wzrostu glonów na powierzchni jednostek pływających oraz niewykrywalne przez radar tworzywa do budowy flotyli trałowców dla Marynarki Wojennej*).

Uroczystości związane z wręczeniem dyplomu doktora *honoris causa* odbyły się w dniu **20 kwietnia 2001 r. o godz. 13.15 podczas uroczystego posiedzenia Senatu Politechniki Gdańskiej**.

Jest to już kolejne w ostatnich latach prestiżowe wyróżnienie dla Profesora Jedlińskiego, który w roku 1996 został laureatem nagrody im. Hermana F. Marka, przyznawanej przez Międzynarodowy Komitet tej Nagrody w Wiedniu, a w roku 1998 otrzymał tytuł doktora *honoris causa* Uniwersytetu Technicznego w Jassi (Rumunia).

Szczegółowa informacja ukaże się w następnym zeszycie „Polimerów”.