



POLITECHNIKA KOSZALIŃSKA
WYDZIAŁ MECHANICZNY
KATEDRA INŻYNIERII SPOŻYWCZEJ
I TWORZYW SZTUCZNYCH

mgr inż. Iwona Michalska – Pożoga

Rozprawa doktorska

WPLYW TARCZOWEGO MECHANIZMU UPLASTYCZNIANIA
W WYTŁACZARCE ŚLIMAKOWO – TARCZOWEJ
NA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE WYTŁOCZYNY

PROMOTOR:

dr hab. inż. Jarosław Diakun, prof. PK

KOSZALIN, 2006

ZESTAWIENIE OZNACZEŃ I SYMBOLI.....	5
1. WSTĘP	7
2. UPLASTYCZNIANIE W WYTŁACZARKACH ŚLIMAKOWYCH I W WYTŁACZARKACH ŚLIMAKOWO – TARCZOWYCH.....	9
2.1. WYTŁACZARKI ŚLIMAKOWE	9
2.1.1. <i>Konstrukcje.....</i>	9
2.1.2. <i>Ruch tworzywa uplastycznionego w kanale śrubowym ślimaka.....</i>	13
2.2. WYTŁACZARKI Z TARCZOWYM UKŁADEM UPLASTYCZNIANIA	18
2.2.1. <i>Konstrukcje.....</i>	18
2.2.2. <i>Ruch tworzywa w strefie tarczowej</i>	23
3. STRUKTURA I WŁAŚCIWOŚCI TWORZYW POLIMEROWYCH.....	26
3.1. STRUKTURA TWORZYW POLIMEROWYCH	27
3.2. WPŁYW STRUKTURY ŁAŃCUCHÓW POLIMEROWYCH NA WŁAŚCIWOŚCI TWORZYWA.....	33
4. CELE, TEZA I ZAKRES PRACY	39
4.1. WNIOSKI Z LITERATURY	39
4.2. CELE PRACY.....	40
4.3. TEZA PRACY	41
4.4. ZAKRES PRACY	41
5. WARUNKI I PROGRAM BADAŃ	43
5.1. WYTŁACZARKI	43
5.1.1. <i>Eksperymentalna wylaczarka ślimakowo – tarczowa</i>	43
5.1.2. <i>Klasyczna wylaczarka ślimakowa</i>	46
5.2. BADANY MATERIAŁ	47
5.3. PLAN BADAŃ.....	48
5.3.1. <i>Badania symulacyjne.....</i>	48
5.3.2. <i>Parametry procesu wytłaczania</i>	49
5.3.3. <i>Badanie właściwości mechanicznych</i>	50
5.3.3.1. <i>Oznaczenie cech wytrzymałościowych przy statycznym rozciąganiu</i>	51
5.3.3.2. <i>Oznaczenie udarnośći</i>	53
5.3.3.3. <i>Oznaczenie twardości</i>	54
5.3.4. <i>Badania mikrostruktury.....</i>	55
6. BADANIA SYMULACYJNE.....	57
6.1. KONFORMACJA SWOBODNA CZĄSTEK PE	57
6.2. SYMULACJE RUCHU TWORZYWA POLIMEROWEGO W STREFIE TARCZOWEJ WYTŁACZARKI ŚLIMAKOWO – TARCZOWEJ	62
6.3. SYMULACJA WARUNKÓW PORZĄDKOWANIA STRUKTURY NADCZĄSTECZKOWEJ PE-LD W STREFIE TARCZOWEJ WYTŁACZARKI ŚLIMAKOWO – TARCZOWEJ.....	77

7. BADANIA EKSPERYMENTALNE	83
7.1. WYNIKI BADAŃ TWORZYWA OTRZYMANEGO W PROCESIE WYTŁACZANIA ŚLIMAKOWO – TARCZOWEGO	83
7.1.1. <i>Badanie właściwości mechanicznych</i>	84
7.1.2. <i>Badanie mikrostruktury</i>	110
8. ANALIZA PORÓWNAWCZA WYNIKÓW BADAŃ DOŚWIADCZALNYCH EKSPERYMENTALNEJ WYTŁACZARKI ŚLIMAKOWO – TARCZOWEJ I KLASYCZNEJ WYTŁACZARKI ŚLIMAKOWEJ.....	121
9. WNIOSKI.....	129
BIBLIOGRAFIA	136
STRESZCZENIE	141

ZESTAWIENIE OZNACZEŃ I SYMBOLI

- a - współczynniki dławienia,
 a_k - udarność z karbem, kJ/m^2 ,
 \bar{a}_k - średnia udarność z karbem, kJ/m^2 ,
 b_p - pole przekroju próbki, mm^2 ,
 d - średnica dyszy, mm ,
 h - głębokość kanału ślimaka, mm ,
 l_c - długość całkowita makrocząsteczki, nm ,
 l_k - długość konformacyjna makrocząsteczki, nm ,
 l_0 - długość odcinka pomiarowego próbki, mm ,
 m_w - masa odcinka pomiarowego, g ,
 n - prędkość obrotowa, obr/min ,
 p - wartość prawdopodobieństwa,
 r_0 - promień głowicy, mm ,
 s - wymiar szczeliny, mm ,
 t - temperatura strefy gorącej, $^{\circ}C$,
 t_I - strefa zasypu, $^{\circ}C$,
 t_{II} - strefa zasilania, $^{\circ}C$,
 t_{III} - strefa uplastyczniania, $^{\circ}C$,
 t_{IV} - strefa homogenizacji, $^{\circ}C$,
 w_o - prędkość obwodowa, m/s ,
 w_{rx} - prędkość strumienia ciśnieniowego, m/s ,
 w_{ox} - prędkość strumienia wlezonego, m/s ,
 w_x - prędkość w kierunku poprzecznym przekroju kanału, m/s ,
 w_y - prędkość w kierunku wysokości kanału, m/s ,
 v - prędkość rozciągania próbki, mm/min ,
 x - dowolny wymiar na głębokości szczeliny, mm ,
 x_1 - położenie pierwszego punktu w szczelinie tarczowej, mm ,
 x_2 - położenie drugiego punktu w szczelinie tarczowej, mm ,
 y - wysokość kanału ślimaka, mm ,
- A_k - energia udaru zużyta na złamanie próbki, J ,
 A_o - początkowe pole przekroju poprzecznego próbki, mm^2 ,
 D - średnica ślimaka, mm ,
 D_T - średnica tarczy wyłaczarki ślimakowo – tarczowej, mm ,
 F - test Fishera
 $F_{krytyczne}$ - krytyczny test Fishera
 F_z - siła przy zrywaniu, N ,
 L - długość robocza ślimaka, mm ,
 N - liczebność próby,
 R_T - promień tarczy wyłaczarki ślimakowo – tarczowej, mm ,

R_z - naprężenia zrywające, *MPa*,

\bar{R}_z - średnie naprężenia zrywające, *MPa*,

T_p - czas wytłaczania kontrolnego odcinka wytłoczyny, *s*,

\dot{W} - wydajność, *g/s*,

\dot{W}_p - wydajność strumienia ciśnieniowego, *g/s*,

\dot{W}_w - wydajność strumienia wleczonego, *g/s*,

X_c - krystaliczności polimeru, %,

\bar{X}_c - średnia krystaliczność polimeru, %,

α - poziom istotności,

β - szybkość ogrzewania, *°C/min*,

$\dot{\gamma}$ - prędkość ścinania, *s⁻¹*,

ΔH_m - ciepło topnienia polimeru, *J/kg*,

ΔH_m^0 - ciepło topnienia polimeru krystalicznego, *J/kg*,

Δl_z - przyrost długości próbki do badań, *mm*,

Δ_{obw} - wydłużenie makrocząsteczki w kierunku obwodowym, *nm*,

$\Delta_{obw}(\max)$ - maksymalne wydłużenie w kierunku obwodowym, *nm*,

Δ_r - wydłużenie makrocząsteczki w kierunku promieniowym, *nm*,

Δ_c - wydłużenie całkowite makrocząsteczki, *nm*,

Δx - różnica odległości między dwoma końcami makrocząsteczki, *nm*,

Δ_{obw} / l_k - względne wydłużenie w kierunku obwodowym w stosunku do długości konformacyjnej,

Δ_r / l_k - względne wydłużenie w kierunku promieniowym w stosunku do długości konformacyjnej,

Δ_c / l_k - względne wydłużenie całkowite w stosunku do długości konformacyjnej,

Δ_{obw} / l_c - względne wydłużenie w kierunku obwodowym w stosunku do długości całkowitej,

Δ_r / l_c - względne wydłużenie w kierunku obwodowym w stosunku do długości całkowitej,

Δ_c / l_c - względne wydłużenie całkowite w stosunku do długości całkowitej,

$\Delta_{obw}(\max) / l_k$ - maksymalne względne wydłużenie w kierunku obwodowym w stosunku do długości konformacyjnej,

$\Delta_{obw}(\max) / l_c$ - maksymalne względne wydłużenie w kierunku obwodowym w stosunku do długości całkowitej,

ε_z - wydłużenie względne przy zerwaniu, %,

$\bar{\varepsilon}_z$ - średnie wydłużenie względne przy zerwaniu, %,

τ - naprężenia ścinające, *MPa*,

φ - początkowe położenie kątowne,

ω - prędkość kątowa, *rad/s*.

1. Wstęp

Obecnie występuje wzmożone zainteresowanie i zastosowanie tworzyw polimerowych we wszystkich dziedzinach przemysłu i życia. Tworzywom stawia się coraz to większe wymagania dotyczące ich całego spektrum właściwości użytkowych. Globalne zużycie różnych odmian tworzyw w 2002 roku wyniosło 37 363 000 ton. Dominującą rolę w całej grupie tworzyw zajmują polietyleny, których zużycie wynosi 13 204 000 ton [45]. Polietylen, jak z tego widać, jest najczęściej używanym tworzywem i ten materiał, który poddany badaniu w poniższej pracy.

Tworzywa polimerowe mają zastosowanie w wielu dziedzinach przemysłu, a mianowicie: opakowania 38,1%, artykuły gospodarstwa domowego 22,3%, budownictwo 17,6%, elektronika i elektrotechnika 7,3%, motoryzacja 7%, wielki przemysł 5,2%, rolnictwo 2,5 % [51]. Przy tak szerokim zastosowaniu tworzyw polimerowych konieczny jest ich dobór oraz modyfikacja chemiczna i fizyczna, a także określenia czynników zewnętrznych wpływających na właściwości mechaniczne i mikroskopowe, a także ich praktyczną przydatność.

Pierwsza konstrukcja wylączarki ślimakowej zastosowana do uplastyczniania tworzyw polimerowych, została opatentowana w Anglii w 1879 roku przez M. Graya. W początkowym etapie ślimak posiadał prostą konstrukcję bez dodatkowych elementów. W celu zwiększenia efektywności zachodzących w układzie uplastyczniającym, ślimaki wyposażono w elementy ścinające, mieszające i ścinająco – mieszające. Natomiast pierwsze wzmianki o konstrukcjach ślimakowo – tarczowych ukazywały się w literaturze od końca lat sześćdziesiątych. Patent wylączarki tarczowej zgłoszony został we Francji (patent nr 68659). Odnaleziono również dwa patenty wylączarki tarczowej w Niemczech (patenty RFN nr 2732173 i 2759878). Wcześniejsza nazwa tej wylączarki to była nazwa wylączarka dyskowa (zgłoszono w Polsce patent nr 83102). W pierwszych konstrukcjach wylączarek tego typu średnica tarczy była większa niż średnica ślimaka. Konstrukcje wylączarek ślimakowo – tarczowych zostały opatentowane, ale nie znalazły one zastosowania w przemyśle. Powstały różne koncepcje skojarzeń układu ślimakowego i tarczowego. Oryginalny, eksperymentalny, prototyp wielkości przemysłowej wylączarki ślimakowo – tarczowej zbudowano na Politechnice Koszalińskiej (patent nr 150688). Powstała ona jako efekt analiz teoretycznych opracowanych przez prof. J. Diakuna (teoria autotermicznej, aktywnej strefy zasilania). Zbudowano ją i wstępnie przebadano w ramach projektów badawczych KBN nr 7.S204.005.05 i nr 7 T08E 038 13.

Właściwości materiałów polimerowych zależą nie tylko od typu związku chemicznego oraz od stopnia i charakteru jego polimeryzacji. Materiały polimerowe można modyfikować poprzez wprowadzanie różnego rodzaju składników (napełniacze, uplastycznicze, barwniki itp.), tworzenie kompozytów (stopów) tworzyw, ale również przez sposób ich przetwarzania. Unikalne właściwości i możliwości jakie wykazują polimery są niespotykane w metalach. Badanie zależności między budową polimerów, a wykazywanymi przez nie właściwościami i ich konsekwencjami rozszerza wiedzę na temat polimerów i pozwoli na pełne wykorzystanie ich możliwości. W ramach niniejszej pracy badany jest wpływ metody przetwarzania w tarczowym układzie uplastyczniania na właściwości otrzymanego materiału oraz poszukiwanie możliwości wpływu poprzez parametry pracy wyciarki na otrzymanie określonych właściwości wyciarki.

Badania przedstawione w pracy w dużej części zostały zrealizowane w ramach grantu KBN 4 T08E 062 23, w którym brałam udział.

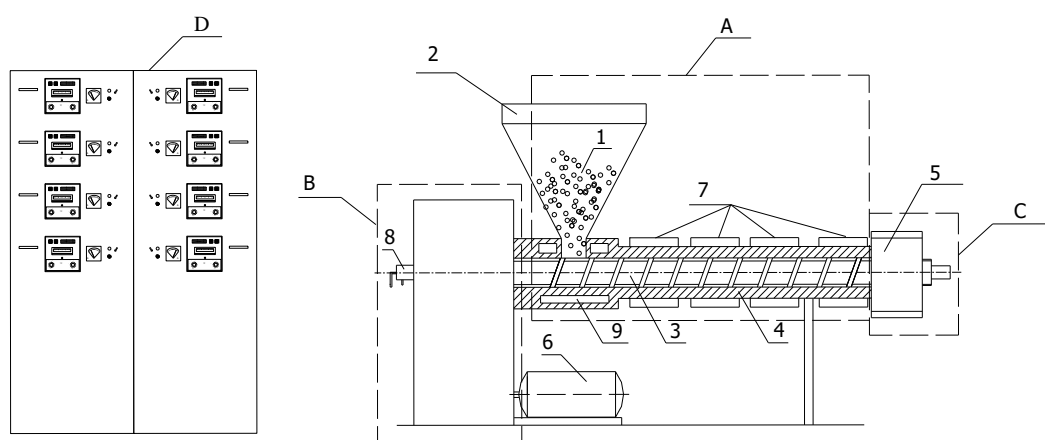
2. Uplastycznianie w wyciarczarkach ślimakowych i w wyciarczarkach ślimakowo – tarczowych

2.1. Wyciarczarki ślimakowe

2.1.1. Konstrukcje

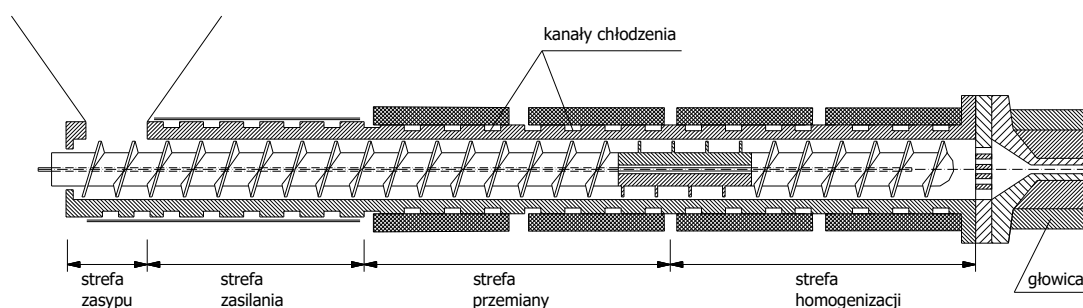
We współczesnej konstrukcji wyciarczerek ślimakowych występują następujące układy: uplastyczniający (A), napędowy (B), głowica (C) i sterujący (D). Konstrukcja klasycznej wyciarczarki ślimakowej przedstawiona została na rys. 2.1.

Głównymi elementami mechanicznymi układu uplastyczniającego jest cylinder i ślimak. Wewnątrz cylindra znajduje się ślimak (rys. 2.3.). Ślimak napędzany jest silnikiem za pomocą przekładni. Kolejnymi elementami tego układu są urządzenia pełniące funkcję nagrzewająco – chłodzące złożone z grzejników i wentylatorów. Grzejniki i wentylatory umieszczone są bezpośrednio na cylindrze. Uzyskanie i utrzymanie nastawionej temperatury sterowane jest przez układy sterująco – regulujące znajdujące się w szafie sterowniczej (D).



Rys. 2.1. Schemat klasycznej wyciarczarki jednoślímakowej: A – układ uplastyczniający, B – układ napędowy, C – głowica, D – szafa sterownicza; 1 – tworzywo, 2 – zasobnik, 3 – ślimak, 4 – cylinder, 5 – strefy nagrzewająco - chłodzące, 6 – chłodzenie ślimaka, 7 – chłodzenie cylindra strefy zasilania

Układ uplastyczniający (zaznaczony na rysunku 2.1 literą A) umownie dzieli się na cztery strefy: strefę zasypu, strefę zasilania, strefę przemiany, strefę homogenizacji (rys. 2.2.) [7, 14, 32, 55, 69.].

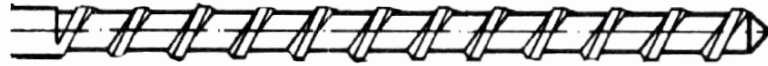


Rys. 2.2. Strefy układu uplastyczniającego

Procesy zachodzące w każdej z czterech stref układu uplastyczniającego posiadają inny opis teoretyczny. Spowodowane jest to zróżnicowaną postacią tworzywa oraz różnorodnością zjawisk zachodzących w tych strefach.

Strefa zasypu znajduje się pod zasobnikiem, gdzie tworzywo w postaci granulatu powinno wypełniać całkowicie przestrzeń zwojów ślimaka. W strefie zasilania tworzywo występuje jeszcze w postaci granulatu, gdzie jest sprężane i nagrzewane. Przemieszczenie tworzywa w tej strefie wynika z ruchu ślimaka w cylindrze i tarcia pomiędzy tworzywem a powierzchnią ślimaka i cylindra. W strefie przemiany rozpoczyna się proces uplastyczniania tworzywa (wstępne uplastycznienie). Proces ten rozpoczyna się od momentu gdy temperatura ścianek cylindra jest wyższa od temperatury mięknięcia tworzywa. W strefie tej stopniowo wzrasta udział tworzywa w stanie plastycznym. Tworzywo w stanie uplastycznionym poddawane jest w następnej kolejności procesom zachodzącym w strefie homogenizacji. W tej strefie uplastycznianiu podlega tworzywo, które nie uległo przemianie we wcześniejszych etapach. Tworzywo poddawane jest homogenizacji w ramach, której następuje dyspergowanie składników i ujednorodnianie: składu, właściwości mechanicznych i cieplnych tworzywa, a także stabilizacja struktury [38].

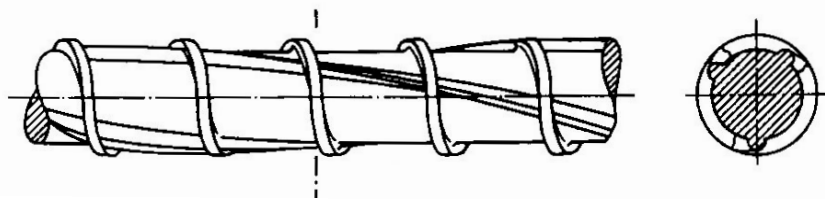
Ślimaki zastosowane w wylączarkach jednoślímakowych posiadają wielorakie konstrukcje w zależności od tego jaki efekt wylączania i stopień ujednorodnienia chcemy uzyskać. Ślimak o najprostszej budowie stosowany w wylączarkach ślimakowych przedstawia rys. 2.3.



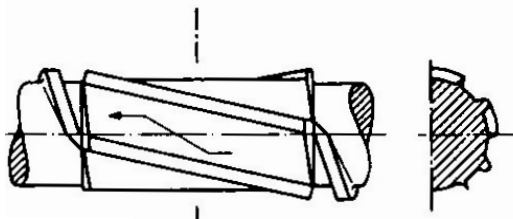
Rys. 2.3. Ślimak klasycznej wylączarki ślimakowej ze zwojem śrubowym na całej długości [69]

Jednak taka konstrukcja ślimaka nie zawsze jest wystarczająca do przeprowadzenia procesu ujednorodniania i uplastyczniania. Dlatego w celu zwiększenia efektywności zachodzących w układzie uplastyczniającym procesów zaczęto stosować ślimaki o budowie powodującej intensyfikację ujednorodniania i uplastyczniania tworzywa. Ślimaki te są wyposażone w elementy ścinające (rys. 2.4), mieszające (rys. 2.5) i ścinająco – mieszające (rys. 2.6) [13, 49, 53, 55, 61].

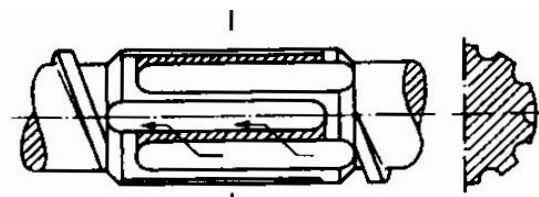
a)



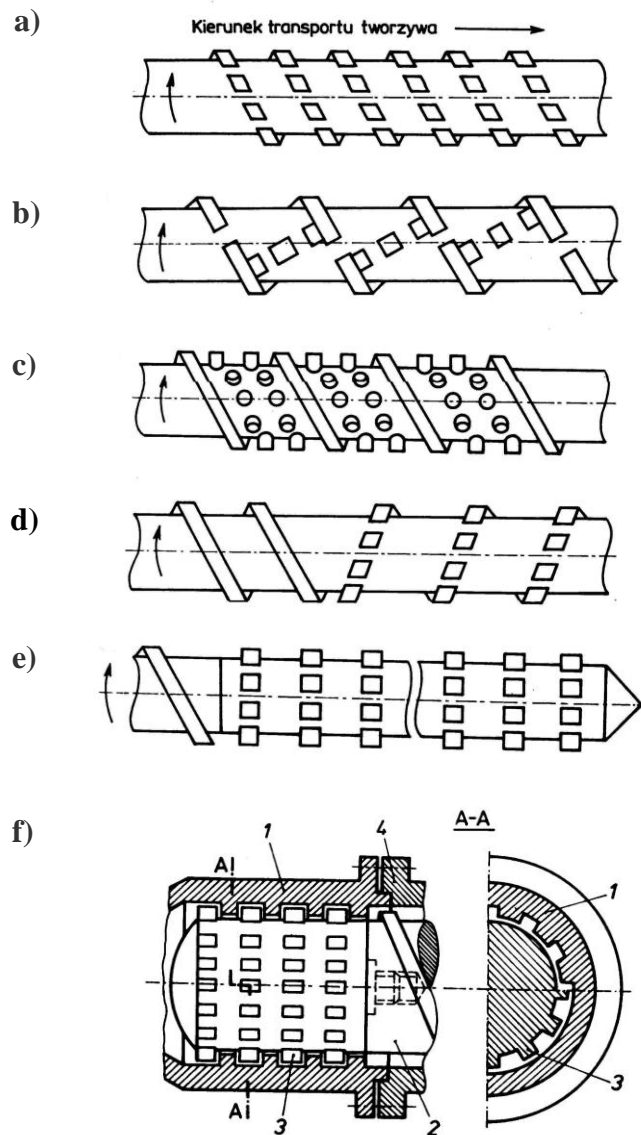
b)



c)



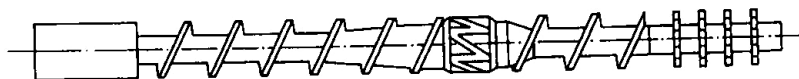
Rys. 2.4. Przykłady elementów ścinających: a) ślimak z zębem ścinającym, b) część ścinająca typu Troester, c) część ścinająca typu Union Carbide [70]



Rys. 2.5. Elementy intensywnego mieszania: a) ślimak z przeciętymi zwojami, b) ślimak z przeciętymi zwojami i elementami zaporowymi, c) ślimak z kółkami w kanale, d) ślimak ze zwojami przeciwbieżnymi, przeciętymi, e) ślimak z końcówką mającą przecięte zwoje poprzeczne, f) w kształcie występów prostokątnych mocowanych na końcówce ślimaka i na końcówce cylindra; 1 – końcówka cylindra, 2 – ślimak, 3 – kółki prostokątne, 4 – cylinder [1, 55]

Elementy ścinające (rys. 2.4) poprzez przeciskanie tworzywa przez szczeliny powodują intensywne uplastycznianie i dyspergowanie tworzywa. Elementy mieszające (rys. 2.5) poprzez rozdzielanie i krzyżowanie strumieni powodują ujednorodnienie uplastycznionego tworzywa. Dzięki elementom mieszającym, które działają na zasadzie dławika, następuje obniżenie wydajności wytłaczania, ale wydłuża się czas przebywania tworzywa w układzie co prowadzi do jego dobrego ujednorodnienia. Dobór tych elementów zależy od indywidualnych właściwości materiału jaki ma być przetwarzany.

W konstrukcji ślimaka łączy się strefy ze zwojem ślimaka oraz elementy mieszające i ścinające (rys. 2.6).



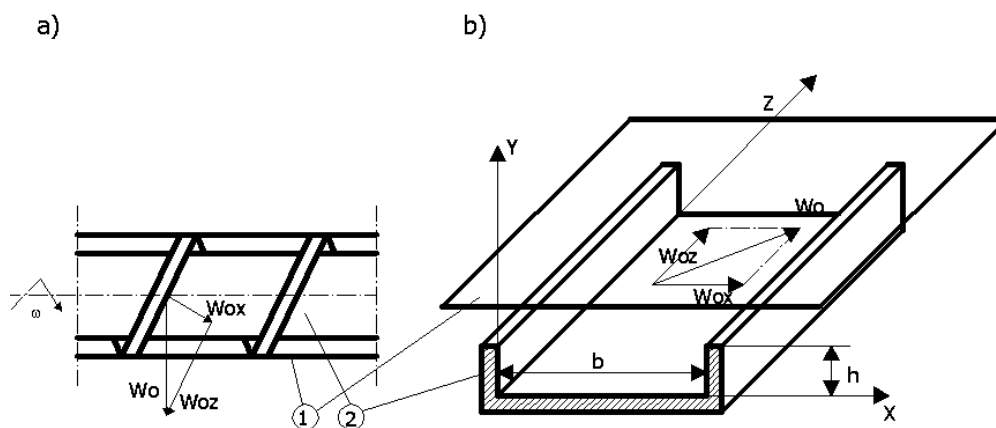
Rys. 2.6. Ślimak z dekompresją z elementami ścinającymi i częścią mieszającą [70]

2.1.2. Ruch tworzywa uplastycznionego w kanale śrubowym ślimaka

Ruch tworzywa w kanale śrubowym wytłaczarki jest spowodowany ruchem ślimaka względem nieruchomego cylindra.

Pierwszą postać klasycznej teorii (uproszczona teoria przepływu tworzywa w kanale strefy homogenizacji), opublikowano w latach 1951 – 1957 [21, 25, 36, 64]. Zawierała ona następujące założenia: tworzywo w stanie ciekłym ma charakter cieczy niutonowskiej, a przepływ ma charakter izotermiczny i laminarny. Badania przeprowadzone w kolejnych latach zaowocowały modyfikacją tej teorii. Doprowadziły do przybliżenia przebiegu procesu warunkom rzeczywistym, dzięki przyjęciu, że uplastycznione tworzywo ma cechy cieczy nieniuonowskiej, a przepływ ma charakter nieizotermiczny [6, 32].

Przestrzeń kanału śrubowego (rys. 2.7a), w której następuje przemiana tworzywa, utworzona jest przez cylinder i ślimak, który wykonuje ruch obrotowy. Po rozwinięciu, w uproszczeniu, kanał ten przedstawia rys. 2.7b.



Rys. 2.7. a) schemat ślimakowego układu uplastyczniającego, b) płaskie rozwinięcie kanału i orientacja kierunków; 1 – cylinder; 2 – ślimak

Prędkość obwodowa na średnicy ślimaka w_o , rozkłada się na dwie składowe: w_{ox} - składowa w kierunku poprzecznym kanału ślimaka i w_{oz} - składowa w kierunku długości kanału ślimaka.

Model matematyczny ruchu ciekłego tworzywa w kanale śrubowym wyprowadzono z równania Nawiera – Stokesa z uwzględnieniem tylko laplasjanu prędkości i gradientu ciśnienia. Uzależniając przepływ tworzywa od ciśnienia wytwarzanego przez układ ślimakowy zmianę prędkości w kierunku w_z względem wysokości kanału ślimaka y przedstawia się następująco:

$$w_z = w_{oz} \left(\frac{y}{h} - 3 * a * \frac{h * y - y^2}{h^2} \right) \quad (2.1)$$

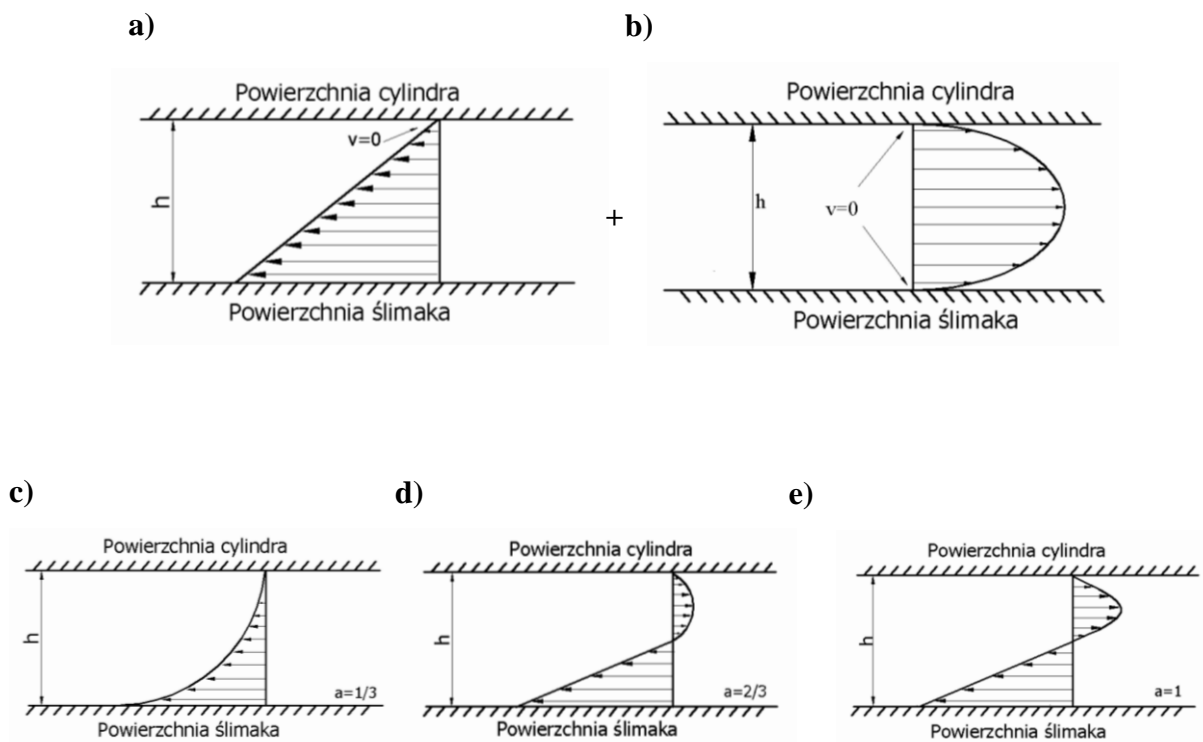
Parametr a występujący we wzorze (2.1) określa wpływ ciśnienia dławienia wypływu tworzywa na wydajność przepływu.

Przepływ w kanale śrubowym można interpretować jako superpozycję dwóch strumieni: strumienia wleczonego i strumienia ciśnieniowego. Strumień wleczony wynika z ruchu ślimaka względem cylindra i powoduje wytworzenie przepływu tworzywa. Strumień ciśnieniowy jest efektem gradientu ciśnienia spowodowanego dławieniem wypływu tworzywa. Występujący we wzorze parametr a jest stosunkiem wydajności strumienia ciśnieniowego \dot{W}_p do wydajności strumienia wleczonego \dot{W}_w .

$$a = \frac{\dot{W}_p}{\dot{W}_w} \quad (2.2)$$

Rysunek 2.8 przedstawia składowe prędkości wzdłuż kanału ślimaka. Rys. 2.8a i 2.8b przedstawiają profile prędkości strumienia wleczonego i strumienia ciśnieniowego. Natomiast rys. 2.8c, 2.8d i 2.8e przedstawiają rozkłady prędkości dla zwiększającej się wartości strumienia ciśnieniowego.

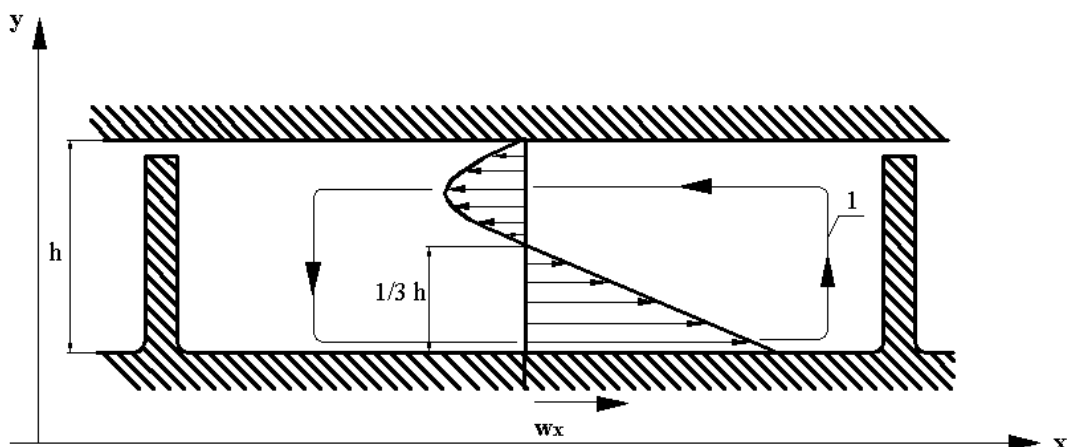
Na rys. 2.8d zobrazowano przepływ ze strumieniem wstecznym, natomiast na rys. 2.8e pokazano profil prędkości dla całkowitego zadławienia przepływu (współczynnika dławienia $a = 1$).



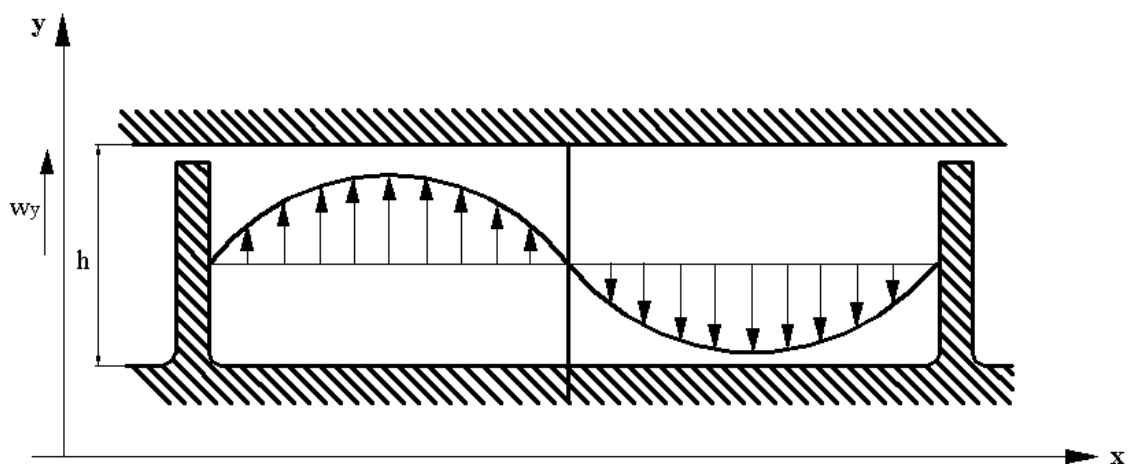
Rys. 2.8. Profile prędkości wzdłuż kanału ślimaka; a) strumień wleczony, b) strumień ciśnieniowy, c) i d) rozkład prędkości dla różnych (zwiększających się) strumieni ciśnieniowych, e) całkowite zadławienie wypływu tworzywa ($\dot{W}_p = \dot{W}_w$)

Rozkład prędkości w przekroju poprzecznym kanału ślimaka przedstawiony jest na rys. 2.9a. W tym przypadku całkowity przepływ tworzywa ma zerowy wydatek tak, że strumień ciśnieniowy i strumień wleczony tworzą cyrkulację w poprzecznym przekroju kanału ślimaka [55, 59].

a)



b)



Rys. 2.9. a) rozkład prędkości w przekroju poprzecznym w kierunku x szerokości kanału ślimaka, b) sinusoidalny charakter rozkładu w kierunku wysokości y kanału ślimaka; 1 – tor ruchu cząstki, w_x – prędkość w kierunku prostopadłym do linii śrubowej, h – głębokość kanału

Rozkład prędkości tworzywa o kierunku x w poprzecznym przekroju kanału ślimaka przedstawiony na rys. 2.9a opisuje wzór:

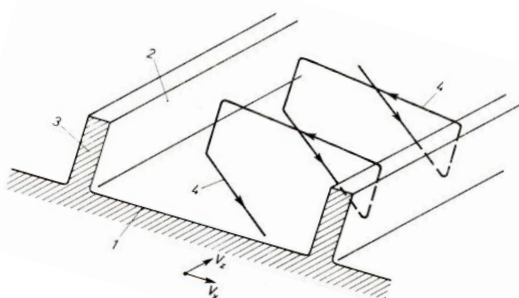
$$w_x = w_{ox} \left(\frac{y}{h} - 3 * \frac{h * y - y^2}{h^2} \right) \quad (2.3)$$

W obliczeniach symulacyjnych trajektorii ruchu tworzywa, aby zamknąć cykl uplastycznionego tworzywa w przekroju poprzecznym założono, że rozkład prędkości w kierunku wysokości kanału jest symetryczny i że rozkład ten ma charakter sinusoidalny (rys. 2.9b). Wyrażono to wzorem na funkcję prędkości w kierunku wysokości kanału:

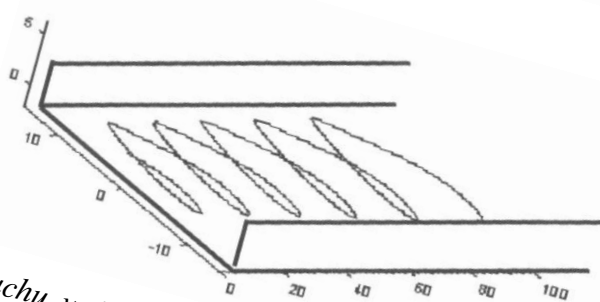
$$w_y = \frac{\pi}{6} * w_{ox} * \frac{h}{b} * \sin\left(2\pi \frac{x}{b}\right) \quad (2.4)$$

Z połączenia przepływu wzdłużnego i przepływu poprzecznego, powstaje przepływ całkowity, którego trajektorią jest linia śrubowa. Trajektoria przedstawiona na rys. 2.10a jest swobodną graficzną ilustracją sumowania tych dwóch przepływów. Natomiast linia ilustrująca trajektorie ruchu cząstki tworzywa przedstawiona na rys. 2.10b jest uzyskana w wyniku symulacji komputerowej wg wzorów (2.1), (2.3) i (2.4).

a)



b)



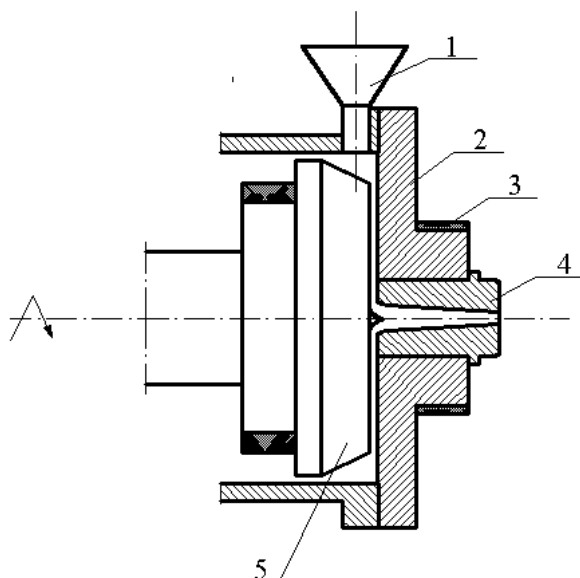
Rys. 2.10. Trajektoria ruchu w kanale śrubowym; a) ilustracja graficzna [55], b) wynik obliczeń symulacyjnych [15]; 1 – powierzchnia ślimaka, 2 – powierzchnia czynna zwoju, 3 – zwoj ślimaka, 4 – tor ruchu cząstki

Celem opisanej wyżej teorii ruchu tworzywa w kanale śrubowym klasycznej wylączarki ślimakowej było pokazanie, że przepływ ten powoduje splątanie łańcuchów. Umieszczenie na ślimaku elementów mieszających i ścinających umożliwia lepsze ujednorodnianie. Procesowi ujednorodniania towarzyszy jednak efekt rozbijania struktury, krzyżowania się strumieni i zaburzania ruchu polimeru.

2.2. Wylączarki z tarczowym układem uplastyczniania

2.2.1. Konstrukcje

Najprostszą konstrukcją wylączarki tarczowej przedstawia rys. 2.11 [55, 57]. Wylączanie tarczowe polega na bezpośrednim dostarczeniu tworzywa do strefy tarczowej, pomiędzy obrotową tarczą wylączarki a nieruchomą przeciwtarczą.

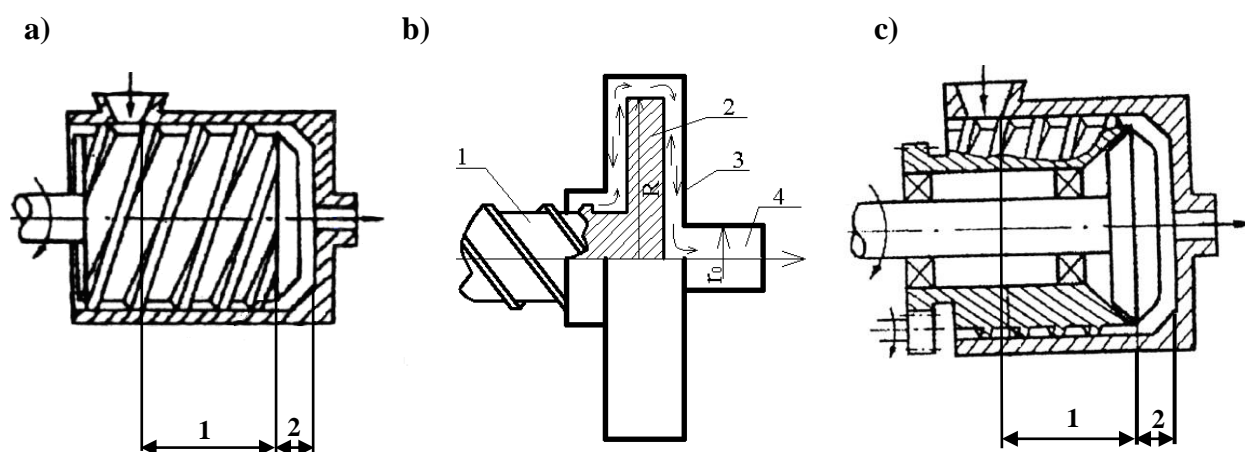


Rys. 2.11. Tarczowy układ uplastyczniający; 1 – zasobnik, 2 – przeciwtarcza, 3 – grzejnik, 4 – dysza, 5 – tarcza

Ruch tworzywa w strefie tarczowej wylączarki tarczowej wymusza efekt Weissenberga. Efekt ten występuje dla tworzyw, których cząsteczki są długimi łańcuchami polimerowymi. W trakcie ruchu obrotowego tarczy względem nieruchomej obudowy następuje przemieszczanie się uplastycznionego tworzywa wbrew sile odśrodkowej ku środkowi szczeliny tarczowej. Tarcza wytwarza własne ciśnienie poprzez zwijanie długich łańcuchów polimerowych, co powoduje zasysanie tworzywa do części centralnej tarczy i wypychanie go na zewnątrz poprzez otwór w centrum. Jednocześnie przepływ tworzywa w szczeliny tarczowej powoduje jego homogenizację.

W przypadku małej szczeliny występują duże prędkości ścinania, a co za tym idzie lepsze ujednorodnianie tworzywa. Natomiast stopień ujednorodnienia tworzywa w strefie tarczowej spowodowany jest tym, że pojedyncze strumienie z całego obwodu tarczy, czyli z dużej średnicy, łączą się na średnicy małej przy ustniku wytłaczarki. Efekt sprężania powoduje, że tworzywo zostaje wypchnięte przez dyszę na zewnątrz [47, 50]. Wadą tego układu jest uzyskiwanie niskiego ciśnienia, a w konsekwencji małego natężenie przepływu.

Zaczęto poszukiwać rozwiązań pozwalających na polepszenie warunków procesu wytłaczania. Stwierdzono, że lepsze warunki procesu uzyska się przez połączenie strefy ślimakowej ze strefą tarczową. W strefie ślimakowej następuje wstępne uplastycznienie tworzywa i wytworzenie ciśnienia, zaś w strefie tarczowej zachodzi całkowite uplastycznienie oraz homogenizacja. Poniższe rysunki przedstawiają przykładowe konstrukcje wytłaczarek ślimakowo – tarczowych (rys. 2.12) [30, 48].



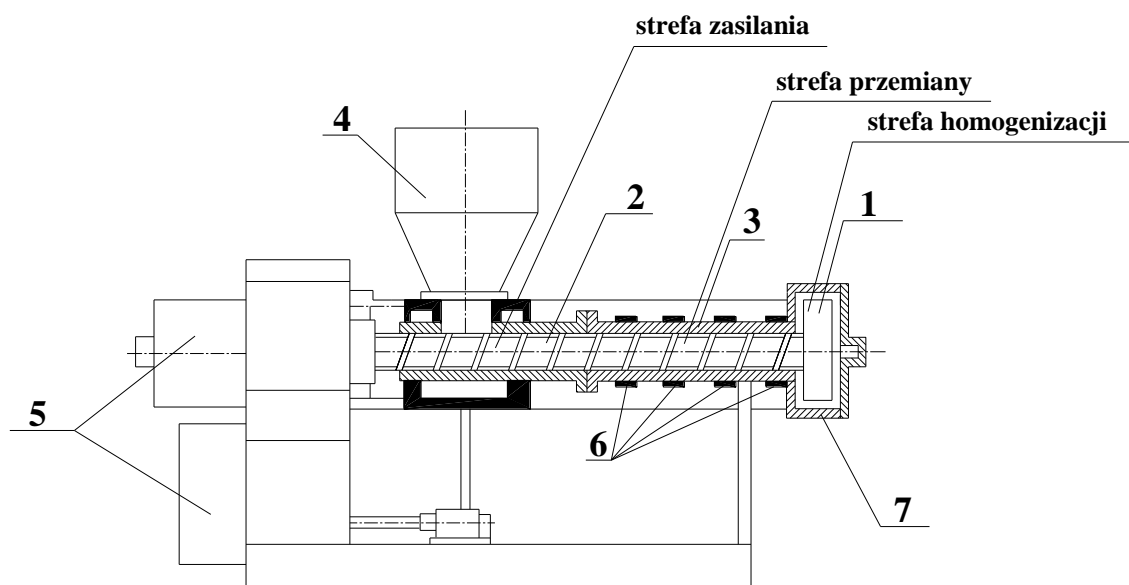
Rys. 2.12. Schemat konstrukcji układów uplastyczniających ślimakowo – tarczowych: a), b) wspólny napęd ślimaka i tarczy; c) odrębny napęd ślimaka i tarczy; 1 – strefa ślimaka, 2 – strefa tarczy, 3 – korpus, 4 – przeciw tarcza z dyszą, r_0 – promień głowicy, R_T – promień tarczy [30, 34, 48]

Rysunki 2.12a i 2.12b przedstawiają konstrukcję posiadającą wspólny napęd dla ślimaka i tarczy, natomiast na rysunku 2.12c przedstawiona jest konstrukcja posiadająca odrębny napęd dla ślimaka i tarczy. Połączenie tych dwóch stref stworzyło możliwość uzyskania wysokiego ciśnienia wytłaczania i dużego stopnia homogenizacji.

Patent wytłaczarki tarczowej zgłoszony został we Francji (patent nr 68659). W Niemczech odnaleziono również dwa patenty wytłaczarki tarczowej (patenty RFN nr 2732173 i 2759878).

Określane one były jako urządzenia do przetwórstwa szczególnie mocnych i wiskotycznych tworzyw. Wcześniejsza nazwa tej wylączarki to była nazwa wylączarka dyskowa (zgłoszono w Polsce patent nr 83102) [55].

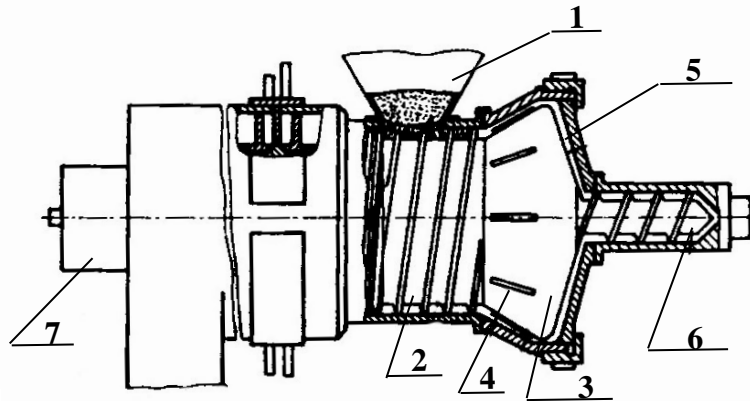
Pierwsze wzmianki o pracujących konstrukcjach ślimakowo – tarczowych ukazywały się w literaturze w końcu lat sześćdziesiątych i w latach siedemdziesiątych. Na rys. 2.13 przedstawiono całościowo wylączarkę z układem tarczowym.



Rys. 2.13. Schemat wylączarki ślimakowo – tarczowej: 1 – tarcza, 2 – ślimak, 3 – cylinder, 4 – zasobnik, 5 – układ napędowy, 6 – grzejniki, 7 - korpus [34]

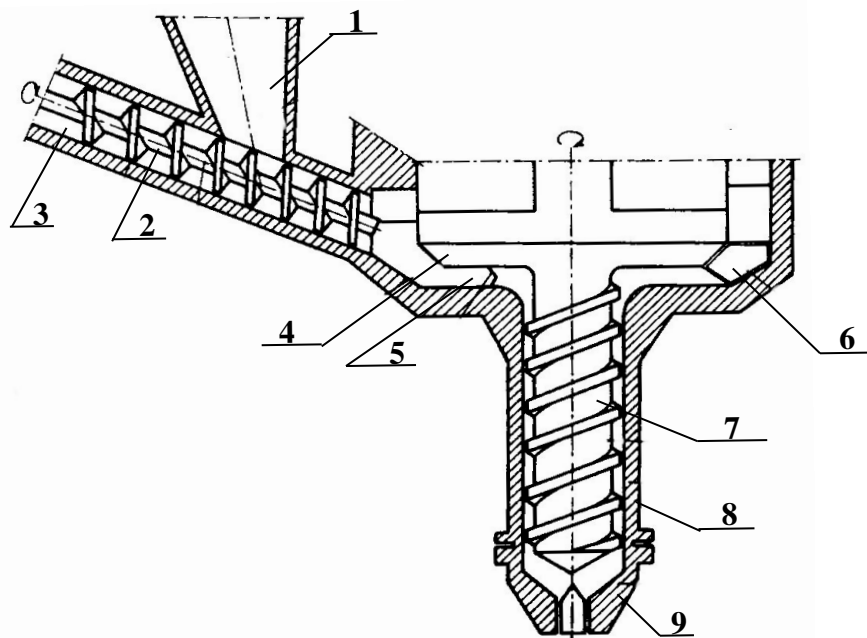
W konstrukcji tej wyróżniono trzy strefy są to: ślimakowe strefy zasilania i przemiany oraz tarczowa strefa homogenizacji. W układzie tym ślimak wylączarki odpowiada za transport tworzywa i jego uplastycznienie, natomiast tarcza pełni rolę ujednorodniająco - homogenizującą.

Inna konstrukcja układu uplastyczniającego ślimakowo – tarczowego przedstawiona jest na rys. 2.14. Jest to konstrukcja liniowa ślimakowo – tarczowa z 1976r. W układzie tym ślimak znajdujący się przed tarczą (pod zasobnikiem) pełni rolę podawczą tworzywa, natomiast ślimak za tarczą wytwarza ciśnienie, pozwalające na wypchnięcie tworzywa na zewnątrz wylączarki. Tarcza w tej konstrukcji pełni rolę elementu uplastyczniającego tworzywo.



Rys. 2.14. Uplastyczniający układ ślimakowo – tarczowy liniowy; 1 – zasobnik, 2 – ślimak uplastyczniania wstępnego, 3 – tarcza, 4 – przegrody obwodowe, 5 – szczelina tarczowa, 6 – ślimak uplastyczniania ostatecznego, 7 – napęd [55]

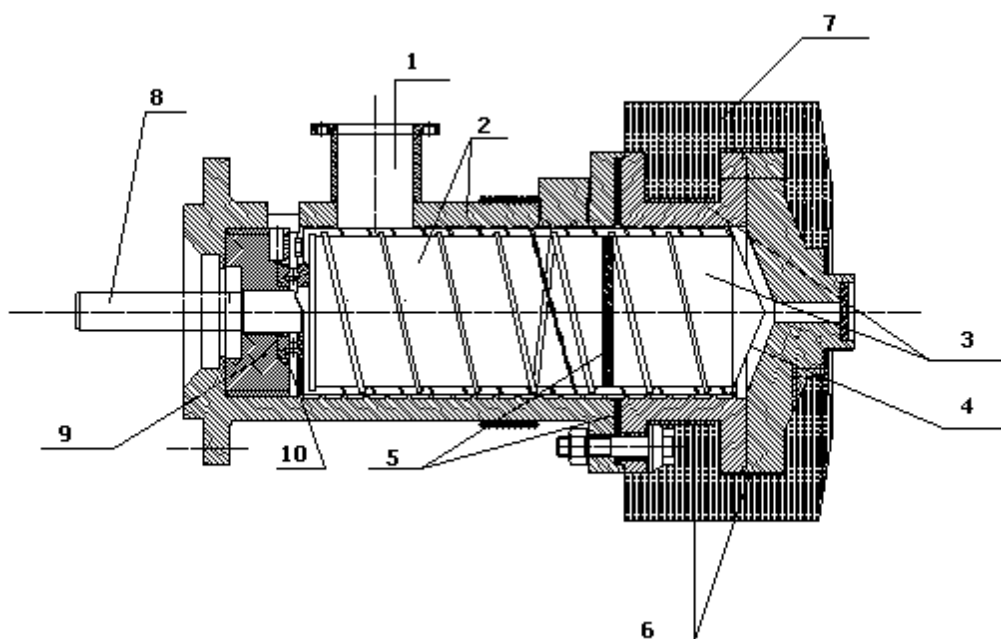
Kolejną konstrukcją jest kątowy układ ślimakowo – tarczowy z 1977r. (rys. 2.15). Występują tu dwa ślimaki, z których jeden (pod zasobnikiem) pełni rolę podawczą, a drugi wytwarza ciśnienie potrzebne do wypchnięcia tworzywa na zewnątrz. Tarcza w tym przypadku, podobnie jak w konstrukcji przedstawionej na rys. 2.14, pełni rolę uplastyczniania wyłaczanego tworzywa.



Rys. 2.15. Uplastyczniający układ ślimakowo – tarczowy (kątowy); 1 – zasobnik, 2 – ślimak uplastyczniania wstępnego, 3 – cylinder uplastyczniania wstępnego, 4 – tarcza uplastyczniania zasadniczego, 5 – wyprofilowania tarczy, 6 – zagarniacz tworzywa, 7 – ślimak uplastyczniania ostatecznego, 8 – cylinder uplastyczniania ostatecznego, 9 - dysza [55, 56]

Wytłaczarki przedstawione na rys. 2.13, 2.14, 2.15 były przebadane na Politechnice Kijowskiej. Wstępne wyniki tych badań potwierdziły przypuszczenia, że wytłaczarka ślimakowo – tarczowa umożliwia uzyskiwanie wycłoczyny o korzystniejszych właściwościach użytkowych [30, 31]. Mimo tych zadawalających wyników konstrukcje tych wytłaczarek nie znalazła szerokiego zastosowania w przemyśle.

Kolejną konstrukcją łączącą w sobie strefę ślimakową i tarczową opracowano na Politechnice Koszalińskiej w Katedrze Inżynierii Spożywczej i Tworzyw Sztucznych. Powstała ona jako rezultat analiz teoretycznych J. Diakuna [17] i wykonano ją w ramach prowadzonego projektu badawczego KBN nr 7.S204.005.05. Prace badawcze doprowadziły do zbudowania eksperymentalnej, autotermicznej wytłaczarki ślimakowo – tarczowej (patent nr 150688) (rys. 2.16). Jest ona oryginalnym rozwiązaniem konstrukcyjnym, opartym na przeprowadzonych obliczeniach optymalizacyjnych i symulacyjnych [16]. Wytłaczarkę tą przebadano w zakresie identyfikacji parametrów procesu wytłaczania autotermicznego, gdzie analizowano stan autotermiczności w funkcji prędkości obrotowej, wielkości szczeliny, średnicy kryzy, temperatury początku wytłaczania. Badania te przeprowadzono w ramach pracy doktorskiej T. Rydzkowskiego [52].

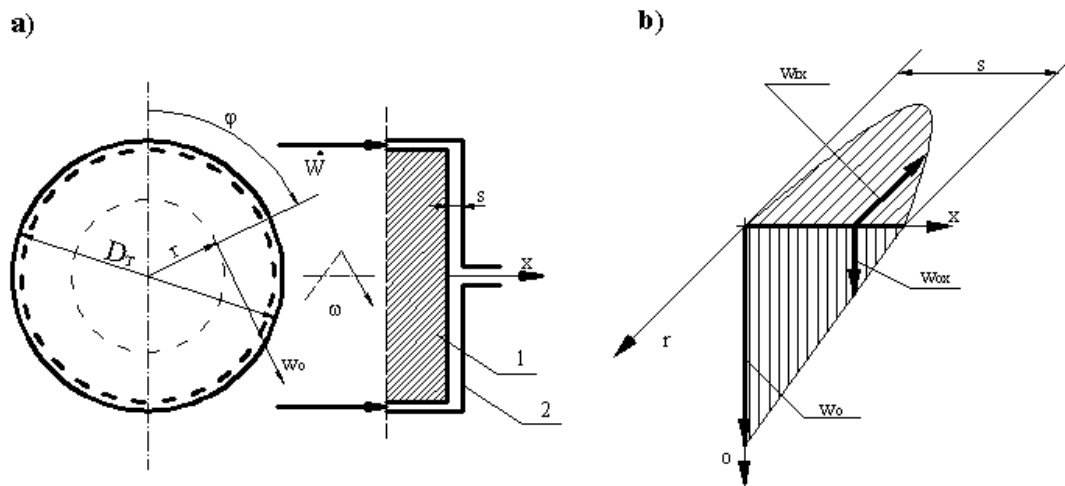


Rys. 2.16. Przekrój układu uplastyczniającego autotermicznej, eksperymentalnej wytłaczarki ślimakowo – tarczowej: 1 – lej zasypowy, 2 – zimna część ślimaka i cylindra, 3 – gorąca część ślimaka i cylindra, 4 – szczelina, 5 – przekładki izolacyjne, 6 – grzejniki elektryczne, 7 – izolacja termiczna, 8 – wał napędowy, 9 – tuleja oporowa łożyska wzdłużnego, 10 – łożysko wzdłużne [16, 52]

Układ uplastyczniający wylączarki ślimakowo – tarczowej składa się z nieruchomego, rowkowanego cylindra, w którym umieszczony jest ślimak. Istotnym elementem rozwiązania konstrukcyjnego jest wydzielenie gorącej i zimnej strefy na ślimaku i na cylindrze wylączarki. Część gorąca i zimna ślimaka są od siebie odizolowane. Zimna strefa ślimaka i cylindra odpowiada za transport tworzywa i wytwarzanie ciśnienia, natomiast w gorącej strefie ślimaka i cylindra następuje uplastycznienie tworzywa. Na części zimnej następuje schłodzenie cylindra (opaska wodna) w celu niwelowania i odbierania powstającej energii cieplnej. Natomiast część gorąca jest zaizolowana cieplnie przed stratami ciepła do otoczenia. Czoło ślimaka wraz z obudową wylączarki tworzą szczelinę strefy tarczowej. Dzięki obrotowej tulei oporowej łożyska wzdłużnego można ustawiać wymiar szczeliny strefy tarczowej.

2.2.2. Ruch tworzywa w strefie tarczowej

Ruch tworzywa w strefie tarczowej wylączarki ślimakowo – tarczowej wynika z superpozycji dwóch strumieni: strumienia ciśnieniowego i strumienia wleczonego (rys. 2.17b).



Rys. 2.17. a) schemat strefy tarczowej wylączarki ślimakowo – tarczowej: 1 – tarcza obrotowa, 2 – obudowa, r – kierunek promieniowy, x – wymiar głębokości szczeliny, D_T – średnica tarczy, ω – prędkość kątowa, \dot{W} – wydajność, s – szczelina; b) rozkład prędkości w szczelinie wylączarki ślimakowo – tarczowej: w_{rx} – prędkość strumienia ciśnieniowego, w_{ox} – prędkość strumienia wleczonego, w_o – prędkość w kierunku obwodowym, o – kierunek obwodowy [16]

Strumień ciśnieniowy jest skutkiem przepływu wymuszanego ciśnieniem tworzywa wytworzonym przez układ ślimakowy wytłaczarki. Rozkład prędkości tego strumienia ma charakter paraboliczny (rys. 2.17b). Wartość prędkości wynika z wydajności i zmienia się wraz z promieniem r . Wzór określający rozkład prędkości w_{rx} tworzywa w kierunku promieniowym, na promieniu r i na głębokości w szczelinie x ma postać:

$$w_{rx} = \frac{3}{\pi} \cdot \frac{\dot{W}}{r \cdot s^3} \cdot (sx - x^2) \quad (2.5)$$

Strumień wleczony wynika ze względnego ruchu obracającej się tarczy i nieruchomej obudowy (rys. 2.17a). Cząstki tworzywa przy tarczy ruchomej posiadają prędkość tarczy. Prędkość zmniejsza się w kierunku x do nieruchomej obudowy, przy której cząstki mają prędkość równą zero. Rozkład ma charakter liniowy (rys. 2.17b).

Wzór określający rozkład prędkości strumienia wlezonego:

$$w_{ox} = r\omega \left(1 - \frac{x}{s}\right), \quad (2.6a)$$

a prędkość kątową przemieszczania się cząstek tworzywa wzór:

$$\omega_{ox} = \omega \left(1 - \frac{x}{s}\right). \quad (2.6b)$$

Kierunki prędkości strumieni ciśnieniowego i wlezonego są względem siebie prostopadłe (rys. 2.17b).

Do obliczeń trajektorii ruchu cząstek założono, że: badane tworzywo ma charakter płynu niutonowskiego, cząstki w nim występujące są niezależne (małe), laminarny charakter przepływu. Aby wyznaczyć trajektorię ruchu tworzywa w szczelinie wytłaczarki ślimakowo – tarczowej korzystnym jest posłużenie się układem współrzędnych biegunowych (r, φ) .

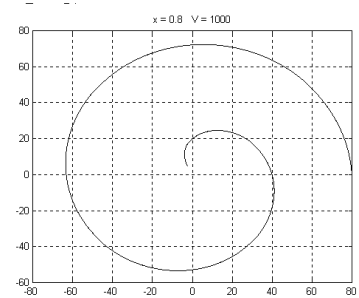
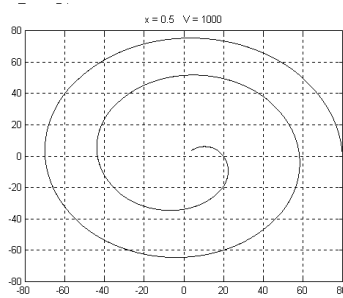
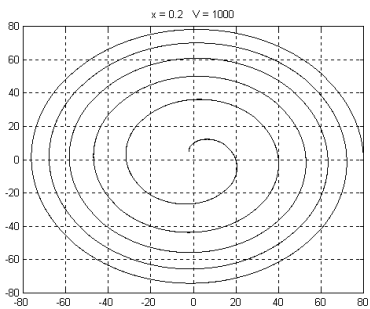
Wzory opisujące tę trajektorię mają postać:

$$r = \frac{D_r}{2} - \int w_{rx} dt \quad (2.7)$$

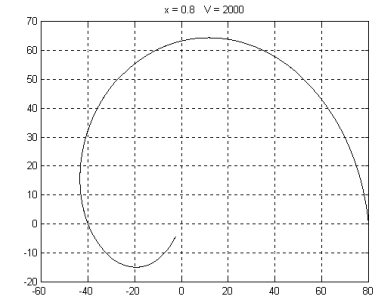
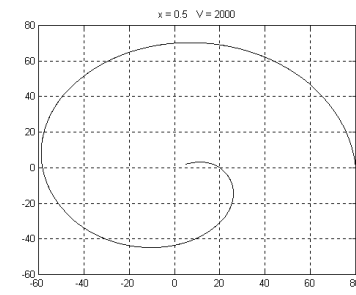
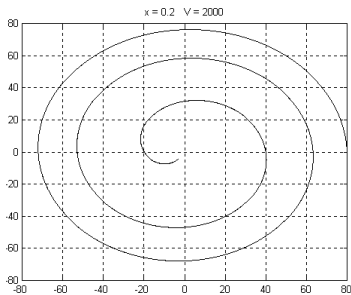
$$\varphi = \int \omega_{ox} dt. \quad (2.8)$$

W wyniku przeprowadzonych obliczeń uzyskano obraz ruchu cząstek tworzywa, który występuje w strefie tarczowej wylączarki. W szczeliny wylączarki ślimakowo - tarczowej trajektorie ruchu cząstek są spiralami. Zagęszczenie spirali zależy od położenia cząstki w szczeliny s , od wydajności \dot{W} , prędkości kątowej ω , miejsca położenia x w szczeliny tarczowej.

$x = 0,2s$ [mm] $\dot{W} = 1$ [cm³/s] $x = 0,5s$ [mm] $\dot{W} = 1$ [cm³/s] $x = 0,8s$ [mm] $\dot{W} = 1$ [cm³/s]



$x = 0,2s$ [mm] $\dot{W} = 2$ [cm³/s] $x = 0,5s$ [mm] $\dot{W} = 2$ [cm³/s] $x = 0,8s$ [mm] $\dot{W} = 2$ [cm³/s]



Rys. 2.18. Trajektorii ruchu tworzywa w szczeliny tarczowej wylączarki uzyskane symulacyjnie [18]

Istotnym dla dalszych rozważań jest to, że trajektoria ruchu cząstki istotnie zależy od jej początkowego usytuowania x na głębokości szczeliny tarczowej. Jak pokazano na rys. 2.18, im cząstka znajduje się bliżej tarczy obrotowej to zagęszczenie spirali jej trajektorii jest większe [15, 18].

3. Struktura i właściwości tworzyw polimerowych

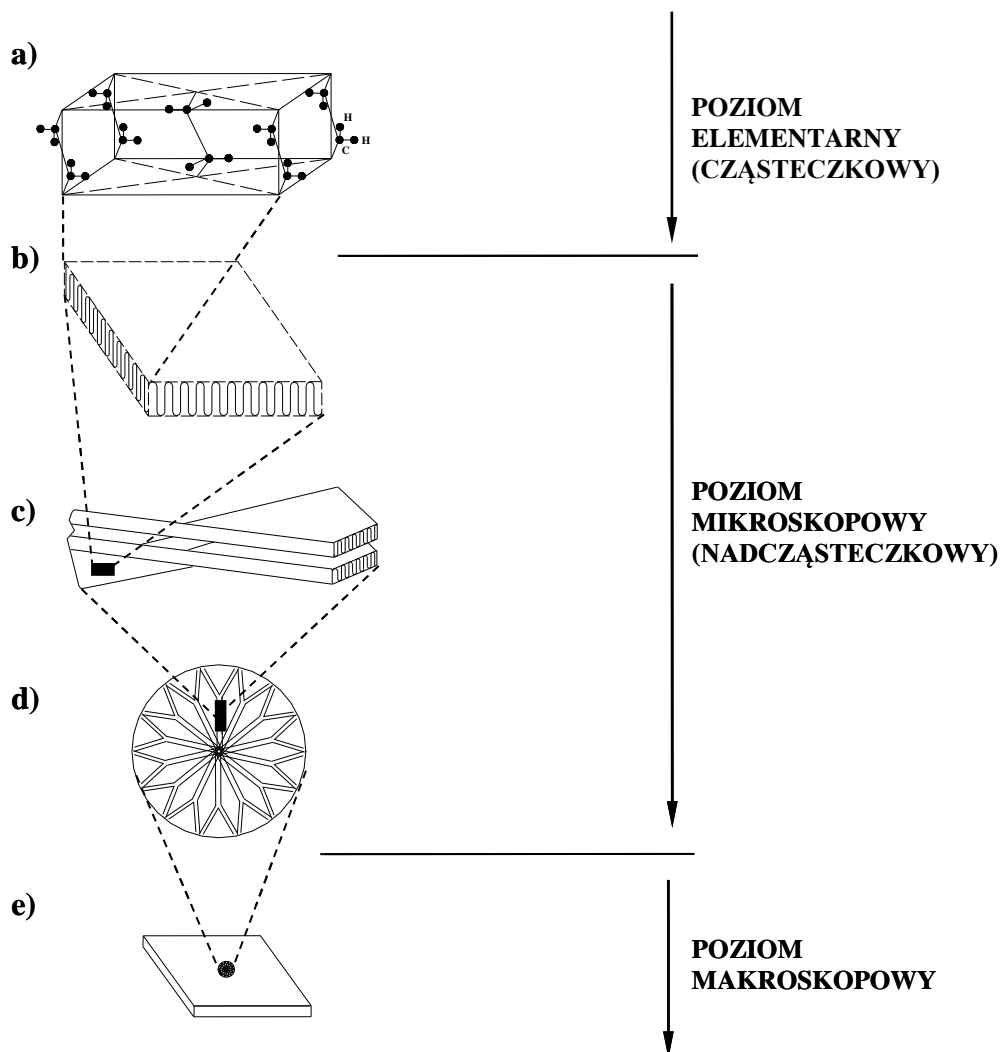
Głównym składnikiem tworzyw polimerowych są związki wielkocząsteczkowe o regularnej, powtarzalnej budowie zwane polimerami o dużej masie cząsteczkowej w zakresie od 10^4 do 10^7 . Charakterystyczną cechą budowy polimerów są długie łańcuchy utworzone z powtarzających się merów. Długość utworzonych łańcuchów wielokrotnie przekracza ich średnicę co pozwala na duże możliwości zmian położenia w przestrzeni jego elementów składowych, to jest merów. Łańcuchy makrocząsteczek zbudowane są głównie z węgla (C), wodoru (H) i tlenu (O), a także azotu (N), chloru (Cl), fluoru (F) i siarki (S), natomiast w polimerach półorganicznych spotkać możemy krzem (Si) i brom (Br). Tworzywa polimerowe otrzymuje się na drodze następujących polireakcji: polimeryzacja, polikondensacja, poliaddycja [33]. Dzięki tym reakcjom otrzymujemy polimery, które można podzielić ze względu na:

- pochodzenie: syntetyczne, naturalne, modyfikowane;
- topologię: liniowe, rozgałęzione, drabinkowe, usieciowane, cykliczne;
- jednorodność budowy: kopolimer statystyczny, gradientowy, naprzemienny, blokowy, szczepiony;
- budowę chemiczną: poliolefiny, polimer winylowy, poliester, poliamid, poliuretan, polimer nieorganiczny, biopolimery.

Przedstawiona powyżej klasyfikacja polimerów ukazuje zróżnicowanie budowy fizycznej i chemicznej tworzyw polimerowych co wpływa na różnorodność cech i właściwości jakimi się charakteryzują. Na to jakie właściwości posiadają poszczególne związki wielkocząsteczkowe wpływają: struktura chemiczna, masa cząsteczkowa, budowa nadcząsteczkowa i oddziaływania międzycząsteczkowe.

3.1. Struktura tworzyw polimerowych

Analizę budowy i struktury polimerów, a także wpływu procesu na właściwości uzyskanego tworzywa, możemy przeprowadzić na trzech poziomach: cząsteczkowym (poziom elementarny), nadcząsteczkowym (poziom mikroskopowy) i makroskopowym (rys.3.1) [33].

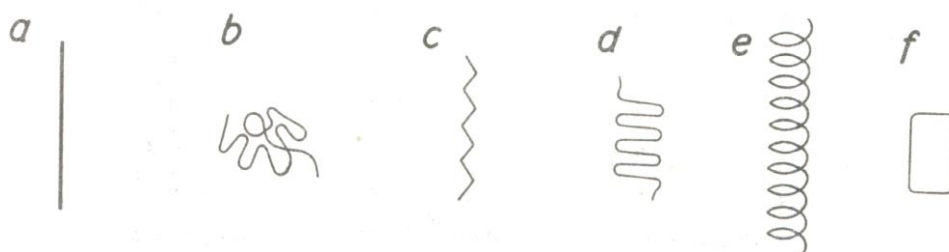


Rys. 3.1. Poziomy budowy polimeru: a) fragmenty cząsteczek, b) kryształit, c) lamelle kryształitów, d) struktura układu kryształów (sferolit), e) poziom makroskopowy (gotowy element)

Strukturę cząsteczkową rozpatrujemy na poziomie elementarnym. W strukturze tej, podczas polimeryzacji, cząsteczki łącząc się ze sobą powodują tworzenie łańcuchów o wymiarach poprzecznych w granicach od 0,4 – 2nm i długości 100 – 1000nm.

Budowa jaką posiada polimer jest kształtowana przez budowę meru, oddziaływań międzycząsteczkowych i ukształtowania łańcucha głównego. Ukształtowanie łańcucha głównego rozpatrujemy poprzez struktury I-, II- i III- rzędowe.

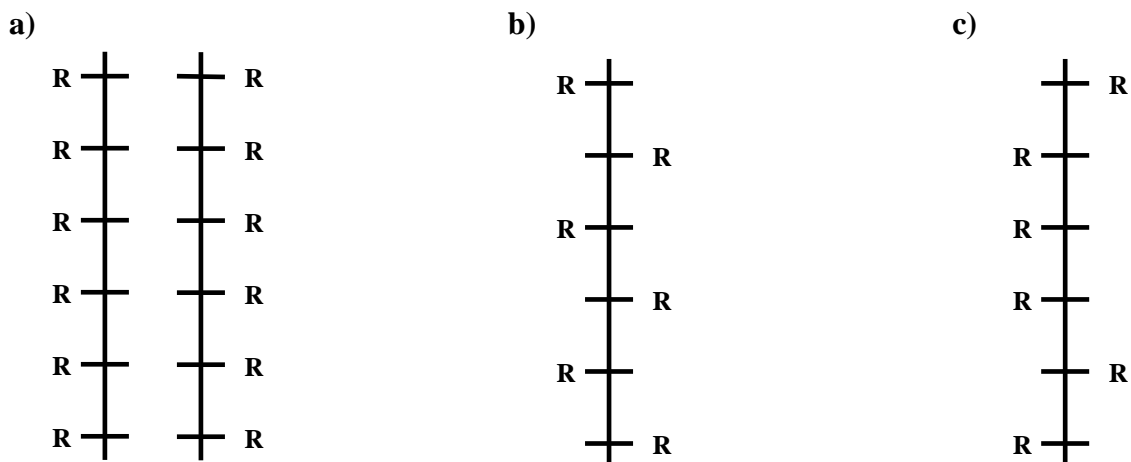
Opisując strukturę I- i II-rzędową natrafiamy na dwa podstawowe pojęcia: konformację i konfigurację. Konformacja (izomeria konformacyjna) to każda z możliwej liczby w przestrzeni położeń atomów spowodowany obrotem tych atomów wokół pojedynczego wiązania. Rotacja wokół wiązań może powodować powstanie konformacji o różnej stabilności, a w końcu doprowadzić do powstania stabilnych izomerów. Wyróżnia się makrocząsteczki o rodzajach konformacji przedstawionych na rys. 3.2 [33].



Rys. 3.2. Budowa konformacyjna: a) łańcuch całkowicie wyprostowany, b) postać globularna, c) postać rektalna, d) postać lamelarna, e) postać spiralna, f) postać cykliczna [28]

Konformacja w postaci liniowej (rys. 3.2a) i globularnej (rys. 3.2b) występuje najczęściej w obszarach bezpostaciowych oraz w stanie stopionym lub rozpuszczonym. Postać liniowa łańcucha występuje bardzo rzadko. W obszarach krystalicznych występuje konformacja w postaci rektalnej (rys. 3.2c), lamelarnej (sfałdowany) (rys. 3.2d) i helikoidalnej (spiralna) (rys. 3.2e). Natomiast niektóre postacie sylikonu mają postać cykliczną (rys. 3.2f).

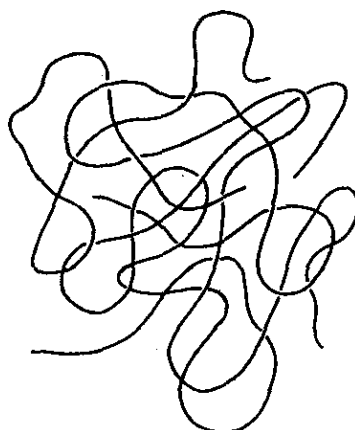
Konfiguracja (izomeria konfiguracyjna) to przestrzenne ułożenie atomów lub grup atomów względem elementu polimeru. Wyróżniamy następujące rodzaje konfiguracji: izometrię optyczną, a także taktyczność (rozmieszczenie przestrzenne grup bocznych w łańcuchu głównym). Wyróżniamy następujące rodzaje rozmieszczenia: izotaktyczne (grupy boczne ułożone regularnie i uporządkowane jednostronnie), syndiotaktyczne (uporządkowane lecz rozmieszczone naprzemiennie) i ataktyczne (zupełnie bezładne) (rys. 3.3) [24, 28].



Rys. 3.3. Struktury taktyczne: a) izotaktyczna, b) syndiotaktyczna, c) ataktyczna [24]

Przejście tworzywa polimerowego ze stanu uplastycznionego w stan stały może powodować, że łańcuchy polimerowe będą tworzyły różną strukturę nadcząsteczkową (nadmolekularną) zwaną inaczej III-rzędową. Budowa mikrostruktury zależy od sposobu wzajemnego położenia i upakowania makrocząsteczek, od rodzaju i wartości oddziaływań wewnątrz- i międzycząsteczkowych, występowania bądź nie łańcuchów bocznych, a także charakteru grup funkcyjnych. W takim układzie gdy makrocząsteczki są nieuporządkowane mamy do czynienia ze strukturą amorficzną (bezpostaciową), natomiast gdy makrocząsteczki są uporządkowane mamy do czynienia ze strukturą krystaliczną, występuje również struktura mezofazowa.

Faza amorficzna charakteryzuje się bezładnie poplątanymi łańcuchami, jest to naturalna budowa polimeru. Jest to faza gdzie nie występuje uporządkowanie dalekiego zasięgu i jest najmniejsze oddziaływanie między cząsteczkami. Budowa taka spotykana jest często w fazie ciekłej, dlatego też można spotkać się z nazwą cieczy przechłodzonej. Strukturę taką tworzą polimery, które mogą krystalizować, ale różne czynniki (rozmiar cząstek, zanieczyszczenia, szybkie chłodzenie) powodują, że pozostają w fazie amorficznej. Budowę bezpostaciową mogą wykazywać polimery, których łańcuchy mają budowę ataktyczną. Łańcuchy wikłają się w bezładny sposób i nie wykazują budowy krystalicznej (rys. 3.4) [23, 24, 28, 67].



Rys. 3.4. Schemat struktury III-rzędowej polimeru w fazie bezpostaciowej (amorficznej) [24]

Polimer o strukturze amorficznej posiada:

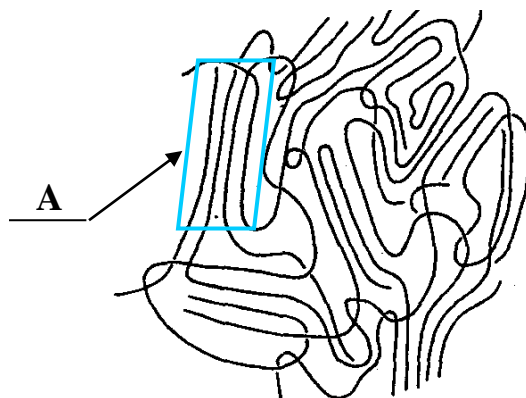
- ✓ niską gęstość,
- ✓ dobrą rozszerzalność,
- ✓ nieznaczny skurcz przy chłodzeniu,
- ✓ własności optyczne: dużą przezroczystość (wynika z braku załamania światła),
- ✓ własności mechaniczne: dużą wydłużalność i udarność, mniejszą wytrzymałość na rozciąganie,
- ✓ własności cieplne: duży zakres temperatur topnienia, niską odporność cieplną.

Wielkość fazy amorficznej można wyznaczyć na podstawie współczynnika zwanego stopniem amorficzności. Określa on stosunek masy części amorficznej do masy całkowitej polimeru.

Polimerem typowo amorficznym jest między innym poliocetan winylu (PVAC), który powstaje wyniku polimeryzacji octanu winylu, a jego amorficzność jest skutkiem rozgałęzień łańcucha. Dzięki temu ma niską temperaturę zeszklenia i małą odporność chemiczną. Innym polimerem typowo amorficznym jest polistyren, którego amorficzność wynika z niesymetrycznej budowy łańcucha. W wyniku takiej struktury posiada następujące cechy: jest przezroczysty, ma wysoka temperaturę zeszklenia.

W przypadku gdy makrocząsteczki zaczynają przyjmować formę uporządkowaną wzrasta zdolność tworzywa do krystalizacji. Wpływ na to mają następujące czynniki: złożoność cząstek monomerów (najłatwiej krystalizują polimery tworzone dzięki polimeryzacji addycyjnej), następnie szybkość chłodzenia przetwarzanych polimerów, wygrzewanie, stopień polimeryzacji, jak również odkształcenie plastyczne polimeru.

W czasie przejścia tworzywa ze stanu uplastycznionego w stan stały, łańcuchy polimerowe układają się równolegle na pewnej długości, co umożliwia powstanie fazy krystalicznej (rys. 3.5). Tworzą się wtedy pomiędzy równoległe ułożonymi odcinkami łańcuchów silne oddziaływania chemiczne. Łańcuchy zaczynają tworzyć w miarę regularną strukturę dającą się zaobserwować i zmierzyć. Fazą krystaliczną charakteryzują się najczęściej tworzywa termoplastyczne o dużej regularności i symetrii łańcuchów [24, 67].



Rys. 3.5. Schemat struktury III-rzędowej polimeru ze strefami fazy krystalicznej, A – obszar sieci krystalicznej [24]

Polimer o strukturze krystalicznej posiada:

- ✓ wyższą gęstość,
- ✓ utrudnioną rozszerzalność,
- ✓ duży skurcz przy chłodzeniu,
- ✓ własności optyczne: zamglony do nieprzezroczystego,
- ✓ własności mechaniczne: dużą wytrzymałość na rozciąganie i twardość, niską udurowalność i wydłużalność
- ✓ własności cieplne: ostry punkt topnienia, wyższą odporność temperaturową.

Proces krystalizacji przebiega dwufazowo, wyróżniamy w tym krystalizację pierwotną i wtórną. Podczas krystalizacji pierwotnej zachodzi radialny wzrost sferolitów. Obserwuje się wtedy przestrzeń wypełnioną sferolitami i zamkniętym pomiędzy nimi obszarem amorficznym. Obszary te krystalizują w czasie krystalizacji wtórnej, która przebiega wolniej niż krystalizacja pierwotna. Nie ma polimerów czysto krystalicznych. Polimery krystaliczne są mieszaniną fazy krystalicznej i amorficznej.

Wynika to z faktu, że rozmiar zbudowanych krystalitów jest mniejszy niż wymiar całej makrocząsteczki i ten sam łańcuch może przechodzić przez fazę amorficzną jak i krystaliczną. Na zdolność polimeru do krystalizacji wpływa szeroko rozumiana budowa polimeru, pamięć krystaliczna oraz obecność wtrąceń.

Struktury krystaliczne zaczynają tworzyć się w obszarze, w którym makrocząsteczki układają się w równoległe pęczki, gdzie obserwujemy między nimi orientację krystalograficzną, a także dużą energię wiązań. Istniejące tam pęczki ułożone równoległe względem siebie tworzą fibryle ($40 \div 250 \text{ \AA}$). W takim przypadku krystalitem możemy nazwać fragment fibryl o wymiarze 200 \AA . Natomiast zespoły krystalitów, powstałych w momencie łączenia krystalitów w trakcie ich rozciągania (zwiększanie ich rozmiarów), nosi nazwę sferolitów zwanych inaczej agregatami kulistymi. Do struktur krystalicznych zaliczamy między innymi płaskie i skręcone płytki krystaliczne (lamelle), które układają się jedną nad drugą tworząc krystality o wymiarach od $1 \div 100 \text{ nm}$. Natomiast sferolity (pierścieniowe i promieniowe) posiadają wymiary od $10 \text{ nm} \div 100 \mu\text{m}$ i możemy je obserwować pod mikroskopem optycznym. Obserwując sferolity tego samego tworzywa zauważono, że ich wymiary są różne. W przypadku struktury o najdłuższych makrocząsteczkach powstają największe sferolity [39, 40].

Krystaliczność polimeru określa się wielkością nazywaną stopniem krystaliczności X_C , który jest ułamkową lub procentową zawartością fazy krystalicznej w próbce polimeru. Stopień krystaliczności zależy od historii termicznej i mechanicznej polimeru. Wzrost stopnia krystaliczności powoduje wzrost twardości, gęstości, odporności na ścieranie, wytrzymałości i sztywności materiału, natomiast w momencie zmniejszania stopnia krystaliczności spada: rozszerzalność cieplna, przeświecalność, chłonność wody, pęcznienie pod wpływem chemikaliów, wytrzymałość zmęczeniowa, udarność.

Polimerem typowo krystalicznym jest między innymi polichlorek winylidenu (PVCD), który powstaje dzięki polimeryzacji chlorku winylidenu, a jego krystaliczność jest skutkiem występowania dwóch symetrycznie rozstawionych atomów chloru powodujących symetrię łańcucha. Innym polimerem z tej grupy jest poliakrylonitryl (PAN), który otrzymywany jest z polimeryzacji acetyleny i chlorowodoru. Jest odporny na działanie czynników atmosferycznych chemikaliów, a także wykazuje dużą wytrzymałość.

W czystej postaci amorficznej czy krystalicznej polimery nie występują. Najczęściej spotykamy się z trzecią postacią strukturalną jaką możemy zaobserwować w budowie polimeru, a mianowicie ze strukturą mezofazową. Jest to struktura pośrednia pomiędzy fazą amorficzną a krystaliczną. Taką strukturę możemy spotkać w polimerach polikrystalicznych.

Analiza makroskopowa obejmuje badania polimeru bez wnikania w strukturę wyższego rzędu. Do analiz makroskopowych zaliczamy badania: właściwości mechanicznych, chemicznych, termicznych, elektrycznych, optycznych i reologicznych.

3.2. Wpływ struktury łańcuchów polimerowych na właściwości tworzywa

Elementy z tworzyw polimerowych poddawane są analizie ze względu na właściwości użytkowe. Poszukuje się związku między tymi właściwościami a ich budową nadcząsteczkową (budowa fizyczna).

W przypadku występowania w polimerze struktury globularnej występuje mniejsza udarność niż w przypadku występowania struktury pęczkowej. Wraz ze wzrostem sferolitów, dla tworzyw krystalicznych, maleje udarność. Spadek udarności jest tym większy im krótsze są makročąsteczki. W przypadku występowania struktury drobnoziarnistej tworzywo będzie charakteryzowało się największą wytrzymałością [24, 28, 32, 33].

Wyraźny wpływ na właściwości mechaniczne tworzyw polimerowych ma wartość masy cząsteczkowej, która jest sumą mas cząsteczkowych polimeru poszczególnych cząsteczek pomnożonych przez liczbę cząsteczek mających daną masę, następnie suma podzielona przez ogólną liczbę wszystkich cząsteczek [23]. Wraz ze wzrostem masy cząsteczkowej wzrasta lepkość tworzywa w stanie stopionym, która spowodowana jest zwiększeniem splątania łańcuchów polimerowych. Natomiast splątanie łańcuchów wynikające ze wzrostu masy cząsteczkowej wpływa na następujące właściwości mechaniczne: wytrzymałość na rozciąganie, odkształcalność, wydłużenie zrywające. Wraz ze wzrostem średniej masy cząsteczkowej wzrasta wytrzymałość, udarność oraz wydłużenie przy zrywaniu. Wartość masy cząsteczkowej polimeru wpływa również na jego budowę nadcząsteczkową powodując polepszenie bądź pogorszenie zdolności polimeru do krystalizacji.

Określenie stopnia krystaliczności polimeru daje nam pogląd na jego właściwości mechaniczne. Występowanie w tworzywie polimerowym fazy krystalicznej, wielkość krystalitów i sposób ich rozłożenia w fazie amorficznej odgrywają istotną rolę w zjawiskach naruszania struktury podczas zrywania. Kruchości polimeru sprzyja bardzo duży stopień krystaliczności, w szczególności gdy nadstruktura tego polimeru ma formę dużych sferolitów. Ze względu na budowę strukturalną polimery krystaliczne charakteryzują się wyższą siłą spójności niż polimery amorficzne. Duży udział fazy krystalicznej doprowadza do: wzrostu gęstości, efektem tego jest zmniejszenie rozszerzalności i przezroczystości polimeru, wzrostu twardości co powoduje poprawę odporności na ścieranie polimeru, a także wzrostu wytrzymałości na rozciąganie. Duży wpływ na skłonność polimeru do krystalizacji ma długość makrocząsteczek. Wraz ze wzrostem długości makrocząsteczek zmniejsza się skłonność polimerów do krystalizacji, ponieważ przy długich łańcuchach występuje większe prawdopodobieństwo splątania łańcuchów. Spadek stopnia krystaliczności powoduje wzrost wytrzymałości zmęczeniowej, udarność i wydłużenie przy zerwaniu [28].

Dzieląc polimery w zależności od ich własności użytkowych wyróżnić możemy między innymi plastomery, które dzielą się w dalszej części na polimery termoplastyczne i termoutwardzalne. W polimerach termoplastycznych o budowie amorficznej, przy temperaturze otoczenia wyższej od temperatury zeszklenia, zaobserwowano małą wytrzymałością mechaniczną i dużą ciągliwość. Ich wytrzymałość rośnie wraz ze wzrostem stopnia polimeryzacji i objętości fazy krystalicznej. W polimerach termoutwardzalnych zaobserwowano usieciowanie przestrzenne, dzięki któremu polimery mają dużą wytrzymałość na rozciąganie, twardość i sztywność, natomiast ich ciągliwość i odporność na pęknięcie jest mała. Ich własności wytrzymałościowe rosną wraz ze wzrostem stopnia usieciowania, natomiast właściwości plastyczne ulegają pogorszeniu [33].

Na właściwości polimerów wpływa również w sposób istotny zmiana temperatury. Można to zaobserwować w przypadku temperatur odpowiadających temperaturom przemian. W wyniku przejścia ze stanu sprężystego w stan wysokoelastyczny moduł sprężystości zmniejsza się około 1000 razy, wydłużenie przy zerwaniu wzrasta czasami kilkaset razy, wytrzymałość na zerwanie maleje co najmniej o rząd.

Wyżej opisane struktury i związane z nimi właściwości dotyczyły różnego rodzaju polimerów, natomiast w dalszej części opracowania zajęto się jednym rodzajem polimeru, którym jest polietylen PE. Jest to polimer, który będzie poddany przetwarzaniu i analizie.

Polietylen zalicza się do grupy poliolefin. Polietylen, ze względu na ciśnienie, przy którym jest prowadzona synteza, możemy podzielić na polietylen niskociśnieniowy i wysokociśnieniowy.

Do grupy polietylenów niskociśnieniowych zalicza się: PE-ULD (polietylen o ultramałej gęstości), PE-LLD (polietylen liniowy małej gęstości), PE-HD (polietylen o dużej gęstości), PE-MD (polietylen o średniej gęstości), PE-HDHMW (polimer o dużej masie cząsteczkowej i dużej gęstości), PE-UHMW (polimer o ultradużej masie cząsteczkowej) [12, 63, 65, 66].

Polietyleny niskociśnieniowe syntezowane są przy ciśnieniu około $0,1 \div 2\text{MPa}$ i temperaturze około 100°C . Polietylen o ultramałej gęstości (PE-ULD) posiada gęstość w granicach od $0,890$ do $0,915\text{g/cm}^3$. Charakteryzuje się następującymi właściwościami: przezroczystość, duże wydłużenie przy zerwaniu, duża wytrzymałość na uderzenia, znaczna elastyczność i wytrzymałość. Najczęściej stosowany jest do produkcji folii, płyt. Polietylen liniowy małej gęstości (PE-LLD), posiada gęstość wyższą niż PE-ULD, w granicach od $0,916$ do $0,940\text{g/cm}^3$. Udarność wzrasta wraz ze wzrostem liczby atomów węgla w cząsteczce α -olefin. Stosowany jest do produkcji folii, głównie termokurczliwych. W przypadku polietyleny o dużej gęstości (PE-HD) o gęstości powyżej $0,940\text{g/cm}^3$, krystalizacja występuje najsilniej. Jego budowę charakteryzuje mały stopień rozgałęzień bocznych. Dzięki temu polimer wykazuje dużą sztywność, wytrzymałość na rozciąganie, temperaturę topnienia około 20°C , wyższą gęstość niż PE-LLD. Często stosuje się go do produkcji butelek, pojemników, elementów wtryskowych oraz rur z procesu wytłaczania. Polietylen o średniej gęstości (PE-MD) po polimeryzacji pod ciśnieniem w przedziale od 30 do 60MPa i temperaturze od 300 do 600°C , stosuje się na laminaty wielowarstwowe. Wyróżniamy również polimery o dużej masie cząsteczkowej i dużej gęstości (PE-HMWHD) w granicach od $0,940$ do $0,960\text{g/cm}^3$. Najczęściej stosuje się go do produkcji rur do wody pitnej, na wykładziny kanałów ściekowych, na bębny, na bardzo cienkie folie. Polimery o ultradużej masie cząsteczkowej (PE-UHMW) z powodu ich dużej lepkości można przetwarzać metodą prasowania w formie na zimno i spiekania na gorąco. Ten polimer posiada wysoką odporność na ścieranie, ciągliwość, obojętność chemiczną, mały współczynnik tarcia, samosmarowność. Może być stosowany do produkcji części maszyn.

Do grupy polietylenów wysokociśnieniowych zalicza się polietylen małej gęstości (PE-LD) o gęstości w granicach $0,910 \div 0,955 \text{g/cm}^3$. Jest to polimer o największej skali produkcji uzyskany podczas polimeryzacji wolnorodnikowej przy ciśnieniu od 130 do 350MPa w temperaturze od 180 do 300°C . Charakteryzuje go duży stopień rozgałęzień bocznych, zawiera krótkie i długie łańcuchy boczne, powoduje to, że polimer ten zawiera małą ilość fazy krystalicznej, a co za tym idzie posiada następujące właściwości: lepszą udarność i własności optyczne, niską wytrzymałość na rozciąganie (np. niż PE-LLD), niską gęstość oraz niski stopień krystaliczności. Posiada mniejszą odporność cieplną i niższą temperaturę zgrzewania niż PE-HD. W celu polepszenia właściwości wytrzymałościowe PE-LD dodaje się do niego PE-LLD. Idealnie nadaje się do wytłaczania. Najczęściej stosowany do produkcji folie.

Właściwości polietylenów zależą, podobnie jak innych polimerów, od wielu czynników, a mianowicie: od budowy chemicznej, struktury fizycznej, metod i warunków syntezy, stopnia krystaliczności i gęstości, stopnia polimeryzacji i masy cząsteczkowej, a także stopnia rozgałęzień bocznych.

Ogólne właściwości mechaniczne i cechy fizyczne najczęściej stosowanych polietylenów przedstawia tabela 3.1 [63].

Tabela 3.1. Właściwości mechaniczne i cechy fizyczne PE

L.P.	WŁAŚCIWOŚCI	RODZAJE POLIETYLENU		
		PE-LD	PE-HD	PE-LLD
-	-	PE-LD	PE-HD	PE-LLD
1.	Gęstość, (23°C), g/cm^3	$0,910 \div 0,955$	$> 0,940$	$0,916 \div 0,940$
2.	Wytrzymałość na rozciąganie, MPa	$11 \div 13,5$	$30 \div 35$	$11 \div 15$
3.	Moduł sprężystości przy rozciąganiu, MPa	$200 \div 400$	$600 \div 1400$	$300 \div 700$
4.	Wskaźnik szybkości płynięcia (190°C ; 2,16kg), g/cm^3	$25 \div 0,5$	$17 \div 0,35$	$23 \div 0,5$
5.	Naprężenia na granicy plastyczności, MPa	$8 \div 10$	$18 \div 30$	$20 \div 30$
6.	Wydłużenie przy zerwaniu, %	ok. 600	$400 \div 800$	$600 \div 900$
7.	Temperatura mięknienia wg Vicata, $^\circ\text{C}$	<40 (metoda B)	$60 \div 65$ (metoda B)	115 (metoda A)
8.	Temperatura topnienia fazy krystalicznej, $^\circ\text{C}$	$105 \div 110$	$130 \div 135$	$122 \div 124$

Wpływ budowy nadcząsteczkowej, uzyskany w wyniku przetwarzania, na właściwości użytkowe uzyskanych elementów można zauważyć w przypadku produkcji folii w szczególności folii termokurczliwych, orientowanych.

Przy produkcji folii orientowanych wykorzystuje się proces orientacji, który polega na rozciąganiu makrocząsteczek, w wyniku rozciągania uformowanej wstępnie folii w temperaturze niższej od punktu mięknięcia polimeru, ale wyższej od temperatury zeszklenia. Orientacja może być prowadzona jednoosiowo lub dwuosiowo. Materiał poddany orientacji w szybki sposób schładza się poniżej temperatury zeszklenia dla utrwalenia zorientowanej struktury [67]. Rozciągnięcie cząsteczek powoduje wzajemne zbliżenie ich i wzrost oddziaływań. W polimerze, wykorzystywanym przy produkcji folii orientowanych, który ma zdolność do krystalizacji, powstają zorientowane przestrzennie krystality. W skutek tych zabiegów powstaje polimer o nowych właściwościach, a mianowicie: mniejszej wydłużalności, mniejszym oporze przedarcia, dużej wytrzymałości na rozciąganie, udarności, sztywności, lepszych właściwości optycznych i barierowych. Folia orientowana nie ma właściwości zgrzewalnych.

Folie termokurczliwe charakteryzują się kurczeniem pod wpływem ciepła, w której łańcuchy polimerowe wracają do swych pierwotnych wymiarów konformacyjnych. (temperatura około $80 \div 130^{\circ}\text{C}$). Folie takie przylegają do produktu. Skurcz folii PE następuje po przekroczeniu temperatury mięknięcia przemiany fazowej, natomiast w przypadku folii zorientowanej skurcz następuje dużo poniżej tej temperatury zachowując cechy folii zorientowanej. Parametrem charakterystycznym tych folii jest stopień skurczu. Folia taka posiada następujące właściwości: względnie wysoka temperatura obkurczania, niska siła skurczu, wysoka odporność na przebicia.

W zakresie zbadania własności mechanicznych polimerów, a także ich struktury przeprowadza się między innymi: oznaczenie cech wytrzymałościowych, twardości, udarności, wyznaczenie stopnia krystaliczności, elektronowa mikroskopia skaningowa i wiele innych. Jednak przeważnie są to badania wytłoczn lub wyprasek uzyskanych w procesie wytłaczania ślimakowego czyli klasycznego najczęściej stosowanego.

Badań właściwości elementów uzyskanych w procesie wytłaczania ślimakowo – tarczowego jest niewiele. Badania takie zostały przeprowadzone w Instytucie Mechaniki „RITM” na Ukrainie [30]. Badania te były wykonane przy produkcji włókien z PA i przy wytłaczaniu folii z mieszanin PA w sposób tradycyjny i przy użyciu wytłaczarki ślimakowo – tarczowej.

Z badań tych wynikało, że wytrzymałość nici zwiększyła się o 10%, a podatność na rozciąganie od 30 do 35% w stosunku do rezultatów uzyskiwanych na wylączarkach ślimakowych. Badania porównawcze wylączania folii z mieszanin PA na wylączarce ślimakowej i ślimakowo – tarczowej potwierdziły, że wylączarka ślimakowo – tarczowa polepsza właściwości mechaniczne. Wykazano tam, że homogenizacja w strefie tarczowej wylączarki w znaczny sposób polepsza właściwości mechaniczne uzyskanych folii [29, 31].

Przy badaniu wylączania folii uzyskano również inny bardzo pożądany efekt, a mianowicie w wylączarce ślimakowo – tarczowej uzyskano efekt kompatybilizacji polimerów nie mieszalnych.

4. Cele, teza i zakres pracy

4.1. Wnioski z literatury

Po omówieniu, w rozdziałach 2.1.2, 2.2.2, układów uplastyczniających konstrukcji wyłaczarek oraz ruchu tworzywa w strefie tarczowej wyłaczarki ślimakowo – tarczowej i w kanale ślimakowym konwencjonalnej wyłaczarki ślimakowej stwierdzono, że:

- 1) Przepływ w kanale śrubowym ślimaka powoduje plątanie i rozbijanie łańcuchów polimeru. Efekty te wzmacniane są dodatkowo stosowaniem elementów intensywnego ścinania i mieszania jako końcówek ślimaka.
- 2) Przepływ w szczelinie tarczowej powoduje porządkowanie struktury przetwarzanego polimeru.
- 3) Możliwym jest, że mechanizm uplastyczniający wyłaczarek ślimakowo – tarczowych, może korzystnie wpływać na właściwości mechaniczne wytłoczyny poprzez porządkowanie jej budowy strukturalnej.
- 4) Celowe jest poszukiwanie rozwiązań, dzięki którym uzyskiwano by lepsze właściwości konstrukcyjne wytłoczyn.

Brak jest badań określających wpływ tarczowego mechanizmu uplastyczniania na strukturę wewnętrzną i właściwości mechaniczne wytłoczyny. Dlatego też, przedmiotem badań tej pracy jest wykazanie w jakim zakresie uplastyczniająca strefa tarczowa wyłaczarki ślimakowo – tarczowej wpływa na strukturę polimeru, a tym samym na jego właściwości mechaniczne (użytkowe).

4.2. Cele pracy

Celem wykonanych badań opisanych w niniejszej pracy jest określenie wpływu tarczowego mechanizmu uplastyczniania eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej na strukturę mikroskopową i właściwości mechaniczne wylóczyny. Wykazanie, że warunki uplastyczniania w układzie ślimakowo – tarczowym eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej wpływają na porządkowanie łańcuchów polimerowych. Następnie wykazanie, że efekt porządkowania wpływa na właściwości mechaniczne wylóczyny.

Cele te zrealizowano na podstawie:

- ✓ przeprowadzonych badań symulacyjnych, które określą stopień wpływu tej strefy na przemieszczanie się cząstek łańcuchów polimerowych,
- ✓ przeprowadzonych prób wylóczania na wylóczarce ślimakowo - tarczowej,
- ✓ wykonanych prób wytrzymałościowych, w celu określenia wybranych właściwości mechanicznych uzyskanych wylóczyn.

Dla wyjaśnienia zróżnicowania właściwości mechanicznych wykonano badania mikrostruktury uzyskanej wylóczyny na podstawie badań przeprowadzonych przy pomocy różnicowego kalorymetru skaningowego (DSC) i skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM).

W celu wykazania specyficznego oddziaływania strefy tarczowej dokonano porównania właściwości przetwórczych eksperymentalnej wylóczarki ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylóczarki ślimakowej.

4.3. Teza pracy

Analiza mechanizmu działania wylączarek, struktury polimerów, aktualnego stanu wiedzy z literatury odnośnie zależności między strukturą polimerów i właściwościami tworzyw polimerowych pozwalają na sformułowanie następująco brzmiącej tezy:

Przewiduje się, że w odróżnieniu od przepływu w wylączarce konwencjonalnej, przepływ tworzywa sztucznego PE-LD w strefie tarczowej eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej powoduje porządkowanie łańcuchów polimerowych, co wpływa na właściwości mechaniczne wylóczyny.

4.4. Zakres pracy

Tematyka i zakres pracy jest kontynuacją prac badawczych prowadzonych w Katedrze Inżynierii Spożywczej i Tworzyw Sztucznych Politechniki Koszalińskiej dotyczących właściwości przetwórczych eksperymentalnej wylączarki z tarczowym mechanizmem ujednorodniania i homogenizacji. Wykonane badania miały za zadanie wyjaśnienie wpływu wylączania ślimakowo – tarczowego na właściwości mechaniczne uzyskanych wylóczyn.

Dla wykazania charakteru ruchu jaki zachodzi w mechanizmie tarczowym, a także określenie w jakim stopniu strefa ta porządkuje strukturę nadcząsteczkową przeprowadzone zostaną obliczenia symulacyjne. Próbkki poddane badaniom eksperymentalnym uzyskano w trakcie wylączania na eksperymentalnej wylączarce ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylączarce ślimakowej. Tworzywem wykorzystywanym do badań doświadczalnych jest PE-LD (polietylen małej gęstości FABS MALEN E). Uzyskane podczas wylączania pręty dalej zwane wylóczynami wykorzystano do dalszych badań.

W celu potwierdzenia wpływu strefy tarczowej wyciarki ślimakowo – tarczowej na porządkowanie struktury polimeru oznaczono cechy wytrzymałościowe uzyskanych wyciaryn (wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie względne przy zerwaniu, twardość i udarność), a także przeprowadzono kompleksowe badania struktury za pomocą: różnicowej kalorymetrii skaningowej (określenie stopnia krystaliczności), skaningowej mikroskopii elektronowej (zdjęcia struktury uzyskanych wyciaryn). Wyniki uzyskane w trakcie badania właściwości eksperymentalnej wyciarki ślimakowo – tarczowej porównano z wynikami uzyskanymi z klasycznej wyciarki ślimakowej. W rezultacie badań opisano podstawy badanego mechanizmu tarczowego, a także poznano właściwości przetwórcze wyciarki ślimakowo – tarczowej. Dzięki temu uzyskamy również potwierdzenie bądź zaprzeczenie tego czy uplastycznianie w strefie tarczowej korzystnie wpływa na właściwości mechaniczne wyciaryn.

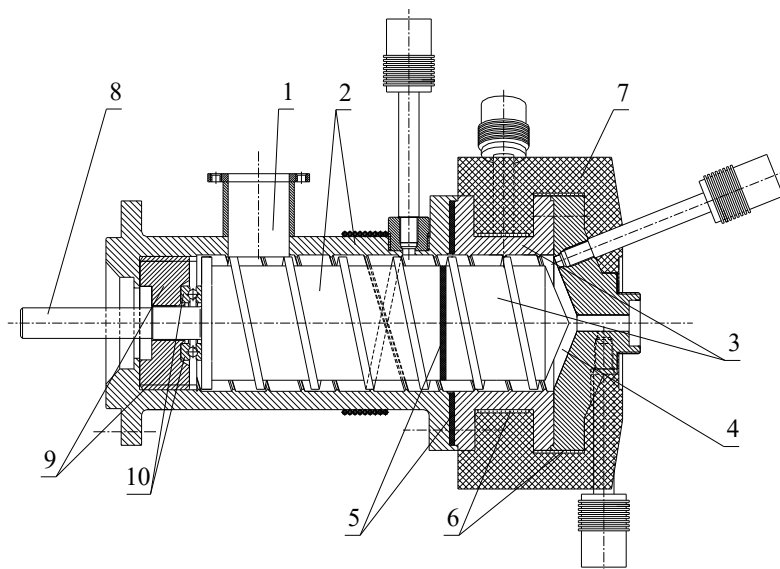
5. Warunki i program badań

5.1. Wytłaczarki

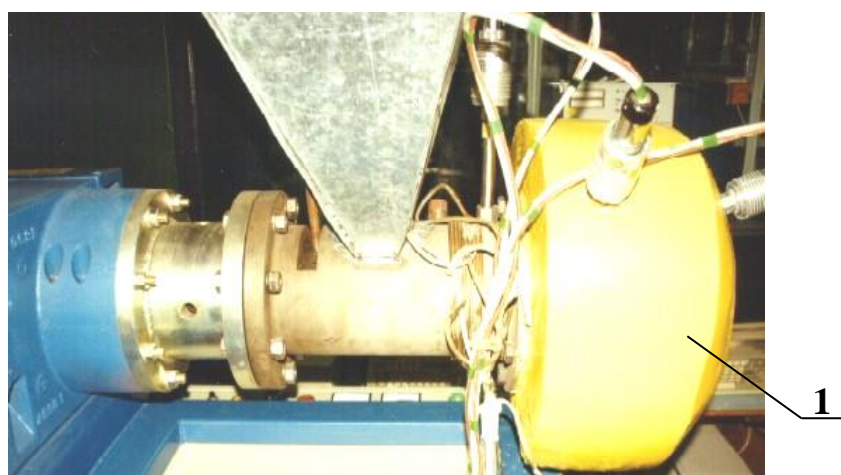
Tworzywo polimerowe przetwarzano na dwóch wytłaczarkach, to jest: eksperymentalnej wytłaczarce ślimakowo – tarczowej i klasycznej wytłaczarce ślimakowej. Celem wykonanych badań na tych dwóch stanowiskach badawczych było rozpoznanie właściwości przetwórczych strefy tarczowej wytłaczarki eksperymentalnej i porównanie uzyskanych wyników z danymi uzyskanymi z wytłaczania klasycznego.

5.1.1. Eksperymentalna wytłaczarka ślimakowo – tarczowa

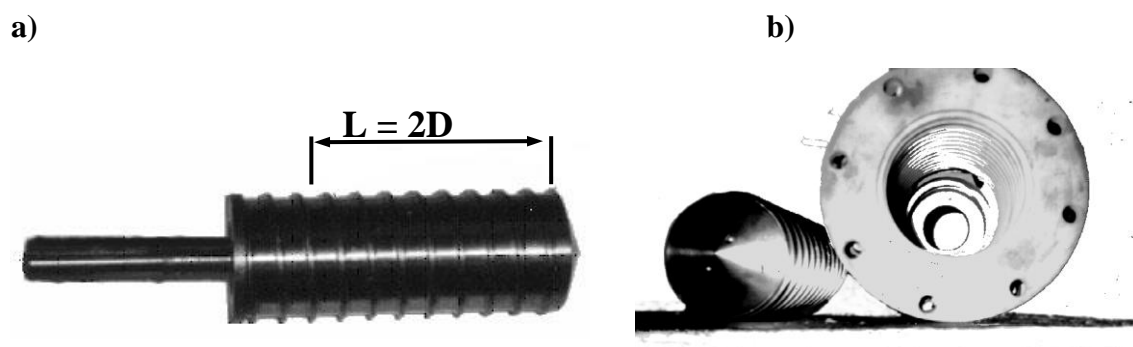
Wytłaczarka ślimakowo – tarczowa przedstawiona na rys. 5.1 i 5.2 jest eksperymentalną, prototypową konstrukcją wykonaną w Katedrze Inżynierii Spożywczej i Tworzyw Sztucznych Politechniki Koszalińskiej.



Rys. 5.1. Przekrój układu uplastyczniającego wytłaczarki ślimakowo – tarczowej:
1 – lej zasypowy, 2 – zimna część ślimaka i cylindra, 3 – gorąca część ślimaka i cylindra, 4 – szczelina, 5 – przekładki izolacyjne, 6 – grzejniki elektryczne, 7 – izolacja termiczna, 8 – wał napędowy, 9 – śruba oporowa, 10 - łożysko



Rys. 5.2. Widok eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej; 1 – izolowana strefa tarczowa



Rys. 5.3. Widok: a) ślimaka, b) ślimaka i cylindra eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej

Eksperymentalna wylączarka ślimakowo – tarczowa składa się z układu uplastyczniającego i zespołu napędowego. Układ uplastyczniający zbudowany jest z cylindra, który na całej długości ma wykonane rowki skrętne o stałym skoku $0,03m$ ($tg\alpha = 20$) i głębokości $2mm$ (rys. 5.3b). Wewnątrz cylindra znajduje się ślimak (rys. 5.3a) o średnicy $D = 130mm$ i długości roboczej wynoszącej $L = 260mm$ ($L/D = 2$). Ślimak charakteryzuje się stałym skokiem na całej długości, wynoszącym $0,03m$ ($S/D = 0,23$). Jego prędkość obrotową nastawiać można w zakresie od 12 do $40 obr/min$, co odpowiada jego prędkości obwodowej od $0,08$ do $0,27 m/s$. Głębokość zwoju uwzględnia ściśliwość tworzywa i zmienia się od $5,0$ do $3,5 mm$ na końcu ślimaka.

Dzięki zastosowaniu śruby oporowej (poz. 9. na rys. 5.1), za pomocą której można przesuwac poosiowo ślimak, uzyskano możliwość zmiany szczeliny występującej między czołem ślimaka a tarczą bez demontażu konstrukcji. Nastawienie wartości szczeliny możliwe jest w zakresie od 0 do 6 mm [52].

Zarówno cylinder jak i ślimak posiadają część zimną stanowiącą około 2/3 długości ślimaka i część gorącą. Na powierzchni części gorącej cylindra zainstalowane są dwa elektryczne grzejniki otokowe. Używane są one do wstępnego rozgrzania układu do temperatury, przy której rozpoczyna się wytłaczanie. Część zimna i gorąca ślimaka i cylindra oddzielone są od siebie warstwą izolacji termicznej wykonanej z płyty azbestowej w celu zmniejszenia przepływu ciepła między nimi. Część zimna układu uplastyczniającego chłodzona jest za pomocą opaski chłodzącej wykonanej z rury mosiężnej, w której przepływa woda. Pomiar temperatury i ciśnienia stopionego tworzywa w cylindrze dokonuje się za pomocą czujników Plastmer PT produkcji IPTS Metalchem w Toruniu.

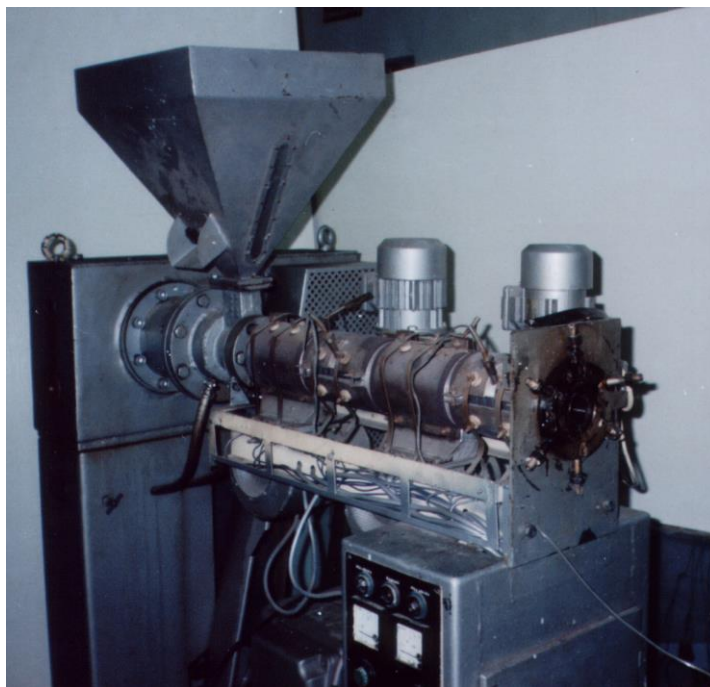
Zespół napędowy stanowi silnik prądu stałego o mocy 18 kW, reduktor i układ sterujący (rys. 5.4).



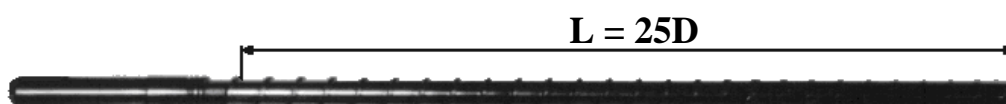
Rys. 5.4. Układ uplastyczniający z zespołem napędowym; silnik napędowy, reduktor i układ sterujący

5.1.2. Klasyczna wylączarka ślimakowa

Klasyczną wylączarkę ślimakową typu T-32-25-E5 produkcji Zakładów Maszyn Chemicznych „Metalchem” w Gliwicach (1980 r.) przedstawiono na rys. 5.5.



Rys. 5.5. Klasyczna wylączarka ślimakowa



Rys. 5.6. Ślimak klasycznej wylączarki ślimakowej

Wylączarka posiada cylinder o gładkiej wewnętrznej powierzchni, na którym znajdują się 4 strefy wyposażone w: grzejniki o mocy 4 kW , wentylatory chłodzące o mocy silników $0,16\text{ kW}$ i czujniki temperatury typ $PT\ 100\ \Omega/0^\circ C$. Wewnątrz cylindra znajduje się ślimak o pełnym zwoju (rys. 5.6), średnicy $D = 32\text{ mm}$, długości $L = 25D\text{ mm}$.

Napęd ślimaka stanowi 3 – fazowy silnik prądu zmiennego typ CLE 253/4 – 3 FN 25, o mocy nominalnej $5,5\text{ kW}$ z bezstopniową regulacją prędkości obrotowej mieszczącej się w przedziale od 33 do 100 obr/min co odpowiada jego prędkości obwodowej mieszczącej się w przedziale od $0,05$ do $0,16\text{ m/s}$. Producent określił wydajność wylączarki w przedziale 3 do 12 kg/h dla PE.

Prędkości obrotowe ślimaków eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylączarki ślimakowej są dobrane tak, aby porównywalne były ich prędkości obwodowe, które mieszczą się w zakresie od 0,06 do 0,13 m/s. Zakres temperatur ustawionych na poszczególnych strefach był porównywalny. Obydwie wylączarki wyposażone są w taką samą głowicę wraz z dyszą o profilu pozwalającym na uzyskanie wytłoczniny o przekroju kołowym.

Te podobieństwa w przeprowadzeniu procesu wylączania pozwoliły na porównanie uzyskanych wyników.

5.2. Badany materiał

Materiał zastosowany do badań to tworzywo polimerowe - polietylen małej gęstości PE – LD FABS - 23D022 o nazwie handlowej *Malen E*, produkcji Basell Orlen Polyolefins w Płocku zgodny z normą PN – 89/C-89286/16 [44]. Jego parametry podane przez wytwórcę zestawiono w tabeli 5.1.

Tabela 5.1. Charakterystyka badanego materiału

L.P.	PARAMETRY	JEDNOSTKI	WARTOŚĆ
1.	wskaźnik szybkości płynięcia (19°C; 2,16 kg)	g/10min	1,6 ÷ 2,5
2.	gęstość (23°C)	g/cm ³	0,925
3.	granica plastyczności	MPa	12
4.	naprężenia zrywające	MPa	14
5.	wydłużenie przy zerwaniu	%	600
6.	temperatura mięknięcia wg Vicata	°C	96

Natomiast warunki termiczne przetwarzania PE-LD przedstawiono w tabeli 5.2.

Tabela 5.2. Warunki termiczne w przetwórstwie PE-LD [54]

L.P.	WYTŁACZANIE RUR I POJEMNIKÓW	JEDNOSTKA	WARTOŚĆ
1.	Strefa zasypu	[°C]	125
2.	Strefa zasilania		125
3.	Strefa przemiany		130
4.	Strefa homogenizacji		130
5.	Głowica		130
6.	Dysza		135

5.3. Plan badań

Celem badań było określenie wpływu tarczowego mechanizmu ujednorodniania na właściwości użytkowe materiału po procesie wytłaczania.

Przeprowadzono szereg obliczeń symulacyjnych wpływu przemieszczania tworzywa w szczelinie tarczowej na możliwości porządkowania łańcuchów polimerowych.

Do badań doświadczalnych użyto produkty procesu wytłaczania, wytłoczyny w kształcie pręta. Z uzyskanych z obu konstrukcji wytłoczyn wykonano próbki, na których przeprowadzono wiele badań określających ich właściwości mechaniczne i budowę strukturalną.

Założony plan badań ma charakter planu dynamicznego. Po oznaczeniu właściwości mechanicznych i ich przeanalizowaniu, wyselekcjonowano próbki do badań strukturalnych, celem wyjaśnienia istotnych różnic właściwości mechanicznych.

Porównano właściwości i strukturę tworzywa polimerowego wytłaczanego w eksperymentalnej wytłaczarce z tarczowym mechanizmem homogenizacji i w klasycznej wytłaczarce ślimakowej.

5.3.1. Badania symulacyjne

Komputerowe obliczenia symulacje przemieszczania się cząstek polimeru, w strefie tarczowej eksperymentalnej wytłaczarki ślimakowo – tarczowej, przeprowadzono celem określenia wpływu tarczowego mechanizmu uplastyczniania na porządkowanie jego struktury krystalicznej.

Symulacje komputerowe opierają się na modelu matematycznym opisującym ruch w strefie tarczowej eksperymentalnej wytłaczarki ślimakowo – tarczowej (wzory 2.5, 2.6b, 2.7). Model matematyczny został przedstawiony w rozdziale 2.2.2 niniejszej pracy. Wzory zaimplementowano do wykonanego we własnym zakresie algorytmu komputerowego wykonanego w środowisku programu Matlab 7.0.

Komputerowe obliczenia symulacyjne przeprowadzono w dwóch etapach. W pierwszym etapie program badań obejmuje szerokie spektrum czynników zmiennych, to jest wydajność $\dot{W}[mm^3/s]$, wymiar szczeliny $s[mm]$, początkowe usytuowanie w szczelinie $x[mm]$, średnica tarczy $D_T[mm]$ i prędkość kątowna $\omega[rad/s]$.

Etap ten pozwolił na określenie oddziaływania strefy tarczowej na strukturę tworzywa. W drugim etapie badano czynniki, które w sposób wyraźny różnicują ruch tworzywa w strefie tarczowej i mogą mieć istotny wpływ na strukturę nadcząsteczkową. Zakres czynników zmiennych zawężono do wartości, które można zrealizować w badaniach eksperymentalnych na wylączarce.

5.3.2. Parametry procesu wylączania

Parametry procesu wylączania na eksperymentalnej wylączarce ślimakowo – tarczowej wynikały z zawężonego planu symulacji i zostały dostosowane do możliwości technicznych badanej konstrukcji. W procesie wylączania, który przeprowadzono na wylączarce ślimakowo – tarczowej parametrem stałym jest temperatura strefy gorącej, wnosząca $t = 130^{\circ}C$. Wartość temperatury wynika z właściwości przetwórczych badanego tworzywa (PE-LD). Natomiast czynnikami nastawialnymi (zmiennymi), w przypadku wylączarki ślimakowo – tarczowej są:

- ✓ prędkość obrotowa n możliwa do nastawienia w zakresie od $9 \div 20 \text{ obr/min}$ (Digital Tachometr HT 5100 firmy Dr. E. Horn GmbH). Prędkości obrotowe ślimaka wynikają z technicznego zakresu pracy konstrukcji.
- ✓ wielkość szczeliny tarczowej s , której wartość zawiera się przedziale od $0,02 \div 4 \text{ mm}$.

Dla porównania przeprowadzono również proces wylączania na klasycznej wylączarce ślimakowej. W procesie tym parametrem nastawialnym zmiennym jest prędkości obrotowa ślimaka n w zakresie od $40 \div 80 \text{ obr/min}$. Wielkością porównywalną dla obu wylączarek jest prędkość obwodowa $w_o [m/s]$ ślimaków, która dla obydwu konstrukcji mieści się w tym samym zakresie od $0,06 \div 0,13 \text{ m/s}$.

Temperatury na poszczególnych strefach wylączarki ślimakowej określone są jako zalecane do przetwarzanego tworzywa i dla PE-LD wynoszą: strefa zasypu $t_I = 125^{\circ}C$, strefa zasilania $t_{II} = 125^{\circ}C$, strefa uplastyczniania $t_{III} = 130^{\circ}C$, strefa homogenizacji $t_{IV} = 125^{\circ}C$ (tabela 5.2). Temperaturę na wyjściu z głowicy mierzono za pomocą termometru elektronicznego typ DT 1 o zakresie pomiarowym od $-30 \div 120^{\circ}C \pm 0,5^{\circ}C$.

Wymienione wyżej parametry są nastawialne, natomiast wydajność procesu jest wielkością zależną od parametrów procesowych nastawialnych.

Masowe natężenie przepływu tworzywa polimerowego \dot{W} obliczane jest ze wzoru 5.1:

$$\dot{W} = \frac{m_w}{T_p} \quad (5.1)$$

gdzie:

m_w - masa odcinka pomiarowego, [g];

T_p - czas wytłaczania kontrolnego odcinka wytłoczyny, [s];

Pomiaru czasu wytłaczania próbki T_p dokonano za pomocą stopera Agat 426087 o dokładności 0,2s, natomiast masę odcinka pomiarowego m_w wyznaczono przy użyciu wagi analitycznej XS 105 o dokładności 0,01mg.

Obydwie wytłaczarki wyposażono w taką samą głowicę wraz z dyszą o profilu pozwalającym na uzyskanie wytłoczyn o przekroju kołowym. Efektem przeprowadzonego procesu wytłaczania w obu przypadkach był pręt o średnicy około 14 mm, który chłodzono w sposób naturalny na powietrzu. Z uzyskanego pręta (wytłoczyny) wykonano próbki do badań. Wymiary charakterystyczne próbki w zależności od charakteru badań, wyznaczono za pomocą standardowej suwmiarki dwustronnej o zakresie pomiaru od 0 ÷ 150 ±0,02mm.

5.3.3. Badanie właściwości mechanicznych

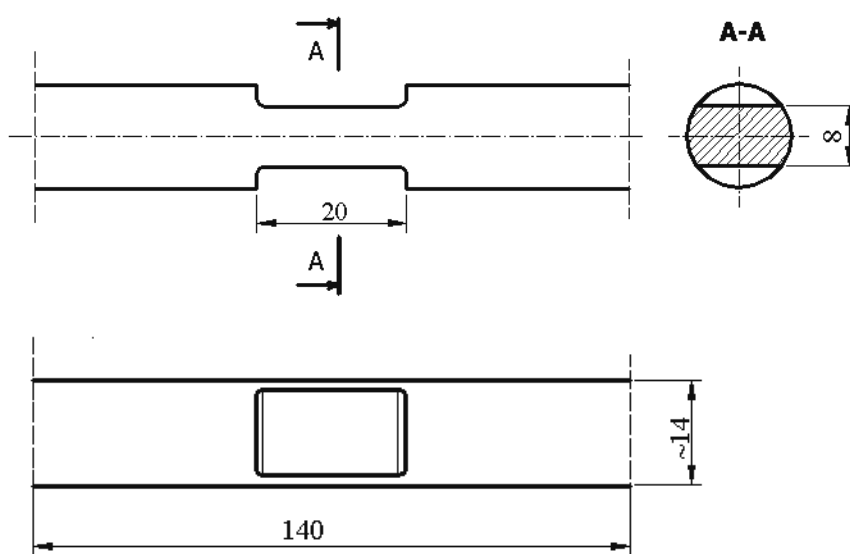
Badania właściwości mechanicznych, które przeprowadzono w ramach realizowanej pracy obejmowały określenie:

- cech wytrzymałościowych przy statycznym rozciąganiu:
 - ✓ naprężenia zrywające $R_z [MPa]$,
 - ✓ wydłużenie względne przy zerwaniu $\varepsilon_z [\%]$,
- udarności $a_k \left[\frac{kJ}{m^2} \right]$,
- twardości [0ShD].

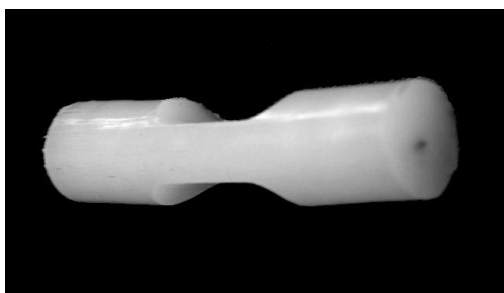
5.3.3.1. Oznaczenie cech wytrzymałościowych przy statycznym rozciąganiu

W badaniach zastosowano jednoosiowe rozciąganie próbek, pomiar powstających sił oraz wydłużenia.

Badania cech wytrzymałościowych wykonano według normy PN-EN ISO 527 – 1:1998 [41], natomiast wzorując się na normie PN-EN ISO 527 – 2:1998 [42] wykonano próbki do badań (rys. 5.7 i 5.8).



Rys. 5.7. Próbkę do oznaczenia cech wytrzymałościowych przy statycznym rozciąganiu



Rys. 5.8. Widok próbki do badań wytrzymałościowych

Badania oznaczenie cech wytrzymałościowych przeprowadzono na uniwersalnej zrywarkie poziomej MONSANTO (Tensometr Type „W”) firmy Monsanto Tensometer wykonanej w Wielkiej Brytanii, przy wydłużeniu maksymalnym 300 mm, prędkość posuwu uchwytu maszyny znajdującego się w zakresie od 1,6 ÷ 50mm/min, a także maksymalnej sile do 20.000N (jaką może uzyskać aparat). Moc silnika zrywarki 120W. Możliwość zapisu wykresów na papierze termicznym.

Rozciąganie realizowano przy następujących parametrach:

- prędkość rozciągania $v = 50\text{mm}/\text{min} \pm 10\%$,
- zakres mierzonej siły 2500N

Badania przeprowadzono w stałej temperaturze otoczenia wynoszącej około 19°C .

Z wyników prób rozciągania wyznaczono następujące wielkości:

- wartość naprężenia zrywającego $R_z [\text{MPa}]$ określone wzorem:

$$R_z = \frac{F_z}{A_0} [\text{MPa}] \quad (5.2)$$

gdzie:

F_z – siła przy zerwaniu, [N],

A_0 – początkowe pole przekroju poprzecznego próbki, [mm^2].

- wartość wydłużenia względne przy zerwaniu $\varepsilon_z [\%]$ określone wzorem:

$$\varepsilon_z = \frac{\Delta l_z}{l_0} * 100 [\%] \quad (5.3)$$

gdzie:

Δl_z - przyrost długości próbki do badań, [mm],

l_0 - długość odcinka pomiarowego próbki, [mm].

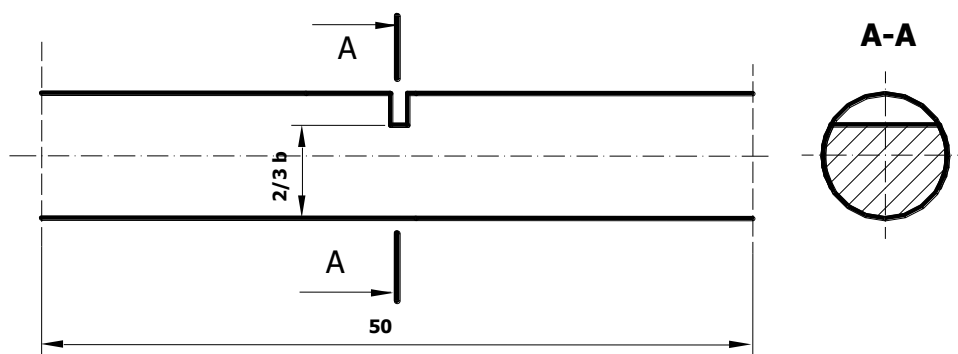
Według zaleceń normy dotyczącej oznaczenia cech wytrzymałościowych przy statycznym rozciąganiu [41] standardowo przygotowano w pierwszej serii 5 próbek z uzyskanych wycieczyn dla każdego z czynników zmiennych. Jednak koniecznym stało się wykonanie większej ilości prób.

Spowodowane było to dużym rozrzutem uzyskanych wyników. Przypuszczalnie rozrzut ten wynikał z niejednorodności tworzywa, a także wpływu czynników zakłócających [9] (zjawisko takie opisał i skomentował Mazurkiewicz [35]). Dlatego też w drugiej serii badań zwiększono ilość próbek o 3 dla każdego z parametrów wytłaczania, zabieg ten poprawił nieco wartość rozrzutu. Jednak, aby zmniejszyć błąd statystyczny wyników przeprowadzono trzecią serię badań, podczas której wykonano kolejne 3 próbki. W sumie wykonano 11 próbek dla każdej z 10 zaplanowanych kombinacji czynników zmiennych. Razem zaplanowano przebadanie 110 próbek dla wytłaczarki ślimakowo – tarczowej, natomiast dla klasycznej wytłaczarki ślimakowej zaplanowano przebadanie 55 próbek. Łącznie badania przeprowadzono na 165 próbkach.

5.3.3.2. Oznaczenie udarności

Oznaczenie udarności przeprowadzono wzorując się na polskiej normie PN – 81/C – 89029 [43].

Do badań przygotowano próbkę o przekroju kołowym z karbem o kształcie prostokątnym (rys. 5.9). Próbkę poddano schładzaniu przez 24 h w temperaturze 3°C.



Rys. 5.9. Próbkę do oznaczenia udarności

W badaniu udarności zastosowano młot Charpy'ego typ PWS 30 firmy VEB Werkstoffprüfmachinen z Niemiec. Zakres pracy młota od 0 ÷ 150J ±1J, rozstaw podpór 40mm.

Wartość udarności próbki z karbem $a_k \left[\frac{kJ}{m^2} \right]$ obliczono zgodnie ze wzorem:

$$a_k = \frac{A_k}{b_p} * 10^3 \left[\frac{kJ}{m^2} \right] \quad (5.4)$$

gdzie:

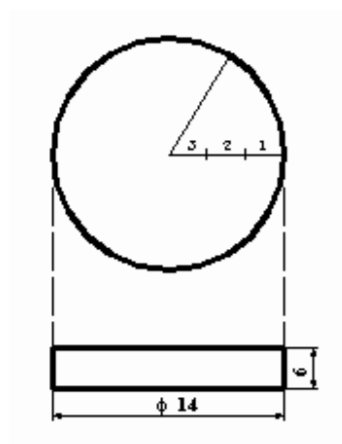
A_k - energia udaru zużyta na złamanie próbki, [J],

b_p - pole przekroju próbki, [mm²].

Do oznaczenia udarności wykonano 10 próbek dla każdej z 10 zaplanowanych kombinacji czynników zmiennych. Dla wylączarki ślimakowo – tarczowej przebadano 100 próbek, natomiast dla klasycznej wylączarki ślimakowej przebadano 50 próbek. Łącznie badania przeprowadzono na 150 próbkach.

5.3.3.3. Oznaczenie twardości

Badania twardości wykonano zgodnie z normą ISO 868. Próbką do badań był wycięty z pręta plasterki tworzywa o przekroju kołowym. Wyciętą próbkę, w celu uzyskania dwóch płaskich, równoległych powierzchni, poddano oszlifowaniu. Na próbce wykonano trzy pomiary według schematu przedstawionego na rys. 5.10. Pomiary wykonano w trzech obszarach na powierzchni próbki, to jest: części zewnętrznej podskórkowej, części wewnętrznej próbki i centralnej części próbki.



Rys. 5.10. Próbką do wyznaczenia twardości

Do badań twardości próbek użyty został twardościomierz ręczny ze wskazówką bierną ShoreD firmy Zwick Roell GmbH & Co. wyprodukowany w Niemczech. Zakres pomiarowy urządzenia mieści się w zakresie od $10 \div 100^\circ\text{ShD} \pm 0,99^\circ\text{ShD}$, obciążenie zgodnie z normą do tej metody to $50 \text{ N} \pm 0,5 \text{ N}$.

Przy oznaczaniu twardości wykonano po 3 próbki dla każdej z 10 zaplanowanych kombinacji czynników zmiennych, na których wykonano po 3 pomiary. Dla wyciarki ślimakowo – tarczowej przebadano 30 próbek, na których wykonano 90 pomiarów, natomiast dla klasycznej wyciarki ślimakowej przebadano 15 próbek, na których wykonano 45 pomiarów. Łącznie badaniu poddano 45 próbek, na których wykonano 135 pomiarów.

5.3.4. Badania mikrostruktury

Do badań mikrostruktury, zgodnie z założonym, na tym etapie badań, planem dynamicznym, wyselekcjonowano próbki. Do przeprowadzenia selekcji próbek skłonił fakt, że prowadzone badania są kosztowne, dlatego należało ograniczyć badania tylko do wybranych próbek. Badania mikrostruktury przeprowadzono za pomocą dwóch metod: różnicowej kalorymetrii skaningowej - Differential Scanning Calorimetry - (DSC) i elektronicznej mikroskopii skaningowej - Scanning Electron Microscope – (SEM).

STOPIEŃ KRYSTALICZNOŚCI X_c

Za pomocą różnicowej kalorymetrii skaningowej wyznaczono stopień krystaliczności X_c [%]. W badaniach zastosowano aparat, w którym przedmiotem pomiaru są różnice energii doprowadzonych do substancji badanej i wzorcowej.

Zaletą tej metody jest mała masa próbki i duża szybkość ogrzewania, którą można regulować w szerokim zakresie od 0,1 do kilkuset $^\circ\text{C}/\text{min}$. Za pomocą zastosowanego urządzenia wyznacza się stopień krystaliczności mierząc ciepło topnienia ΔH_m badanego polimeru, gdy znamy ciepło topnienia ΔH_m^0 polimeru całkowicie krystalicznego (zdefiniowane w programie) [2, 3, 4, 8].

Badanie stopnia krystaliczności przeprowadzono za pomocą różnicowego kalorymetru skaningowego typ DSC 822^oStar firmy Mettler Toledo ze Szwajcarii. Zakres temperaturowy w jakim urządzenie działa to $20^\circ\text{C} \div 500^\circ\text{C} \pm 0,2^\circ\text{C}$. Stała czasowa próbkowania wynosi 3 sekundy.

Badana próbka umieszczana jest w różnego rodzaju tyglach przeznaczonych do pomiarów termooanalitycznych (aluminiowe, platynowe, miedziane, złote, wysokociśnieniowe z pinem lub bez o różnych pojemnościach w zależności od wielkości naważki). Zastosowanie odpowiedniego tygielka ma wpływ na efekt termiczny i uzyskane wyniki.

Badania wykonano według następującego programu temperaturowego:

- ✓ temperatura procesu: $20 \div 180^{\circ}C$,
- ✓ szybkość ogrzewania: $\beta = 5^{\circ}C / \text{min}$.

W przypadku realizowanych badań próbkę o masie około 10 mg umieszczono w aluminiowym tyglu z pinem o pojemności $40\mu l$. Masę próbki określono przy użyciu wagi analitycznej XS 105 o dokładności 0,01mg firmy Mettler Toledo.

BADANIA MIKROSKOPOWE

Obserwacje struktury polimeru przeprowadzono na elektronowym mikroskopie skaningowym typu JSM 5500 LV firmy Joel produkcji japońskiej. Parametry charakterystyczne mikroskopu to: maksymalne napięcie przyspieszające 30kW, zdolność rozdzielcza 4nm, powiększenia jakie można uzyskać zawiera się w przedziale $18 \div 300.000$ razy, pracuje w próżni o wartości 10^{-2} Pa.

Aby dokonać oględzin struktury uzyskanych wycieczyn należało odpowiednio próbkę przygotować. W tym celu zastosowano ciekły azot dzięki, któremu można uzyskać przełom wycieczyny. Następnie powierzchnia przełomu napyłono cienką warstwą złota, aby uniknąć gromadzenia się ładunków elektrycznych na powierzchni przełomu. Proces napyłania przeprowadzono w próżni pod ciśnieniem 1mPa.

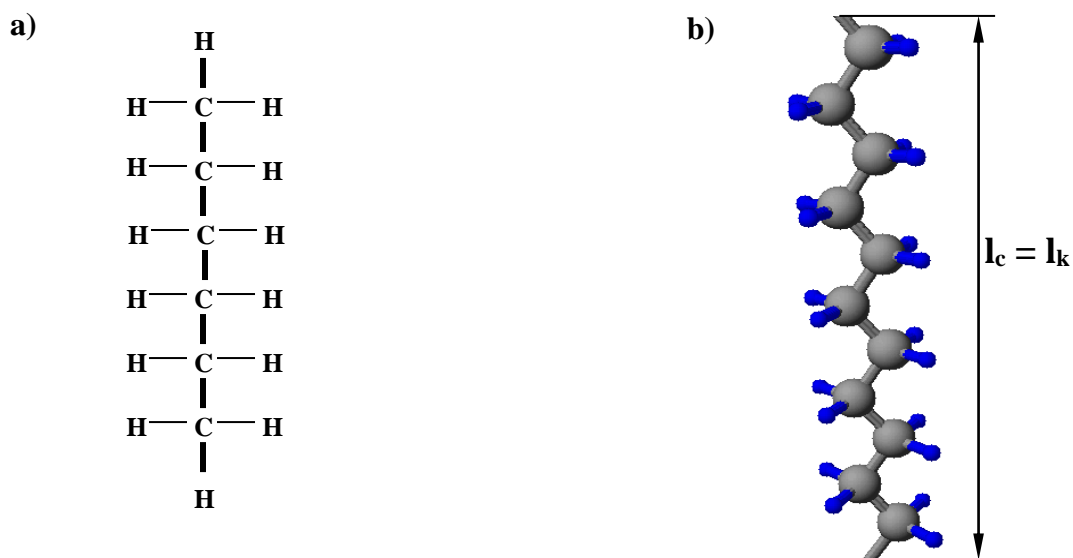
6. Badania symulacyjne

W rozdziale 2.2.2 niniejszej pracy przedstawiono ruch cząstek swobodnych w tarczowym mechanizmie wytłaczarki tarczowej. W szczelinie strefy tarczowej trajektorie ruchu cząstek są spiralami. Trajektorie te zależą od początkowego usytuowania na głębokości szczeliny x . Jeżeli w szczelinie tarczowej znajdzie się cząsteczka o bardzo dużej długości (cząsteczka polimeru), to poszczególne elementy cząsteczki łańcucha polimerowego znajdują się na różnych głębokościach x i miejscom tym odpowiadają różne trajektorie ruchu. Cząstka zatem będzie poddawana rozciąganiu wynikającemu ze zróżnicowania trajektorii ruchu.

Celem symulacji było poznanie, w jaki sposób mechanizm ruchu tworzywa w strefie tarczowej, eksperymentalnej wytłaczarki ślimakowo – tarczowej, wpływa na przemieszczanie się cząstek łańcuchów polimerowych i określenie w jakim stopniu ten ruch może powodować porządkowanie struktury nadcząsteczkowej polimeru.

6.1. Konformacja swobodna cząstek PE

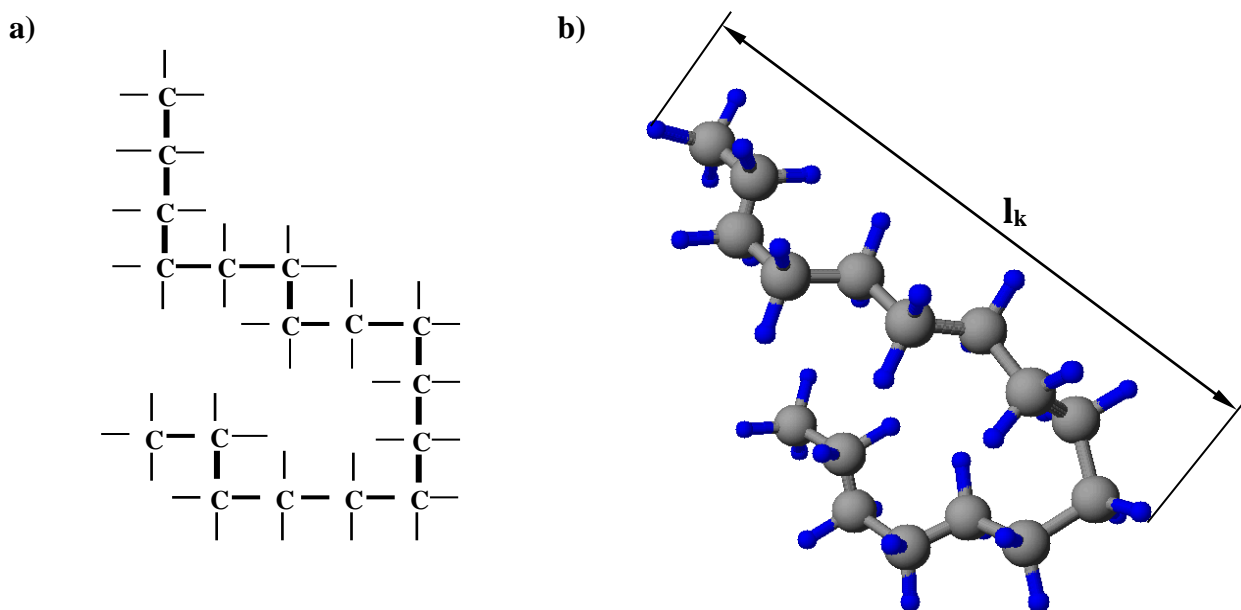
Na rysunku 6.1 zobrazowano ilustrowaną schematycznie w podręcznikach budowę łańcucha polimerowego, liniowego, wyprostowanego, składającego się z cząstek węgla C i wodoru H.



Rys. 6.1. Struktura łańcucha PE liniowego, wyprostowanego: a) chemiczny wzór strukturalny, b) model przestrzenny

Rysunek 6.1a obrazuje chemiczny wzór PE w układzie płaskim, na którym pominięto wymiar przestrzenny. Taki zapis makrocząsteczki nie daje jednak pełnego obrazu jej budowy, gdyż nie uwzględnia relacji przestrzennych. Bardziej rzeczywistą budowę przestrzenną łańcucha polimerowego przedstawia rysunek 6.1b [27]. Jednak taka struktura jest nadal dużym uproszczeniem, ponieważ przedstawiony jest tam łańcuch całkowicie wyprostowany i z pominięciem łańcuchów bocznych.

W cząsteczce atomy węgla nie tworzą prostego łańcucha, lecz mogą wystąpić w miejscu atomu wodoru. Występują zatem makrocząsteczki o strukturze skręconej (rys. 6.2). Na rysunku 6.2a przedstawiono na płaszczyźnie, chemiczny wzór strukturalny łańcucha liniowego skręconego. Natomiast na rysunku 6.2b zobrazowano odpowiadający temu wzorowi strukturalnemu obraz przestrzenny łańcucha polimerowego. Rzeczywisty układ przestrzenny cząstki PE jest bardziej złożony, gdyż nie jest liniowy, posiada mianowicie rozgałęzienia (budowę struktury polimerów opisano w rozdziale 3).



Rys. 6.2. Struktura łańcucha PE liniowego, skręconego: a) chemiczny wzór strukturalny (miejsca wiązań wodoru jedynie zaznaczono), b) model przestrzenny

Rysunki 6.1 i 6.2 pozwalają wyjaśnić relacje między długością całkowitą i długością konformacyjną cząsteczki polimeru. Długość całkowita makrocząsteczki - l_c - wynika z ilości wiązań występujących w łańcuchu głównym C–C. Natomiast długość konformacyjna - l_k - to maksymalny wymiar skręconej postaci łańcucha w przestrzeni.

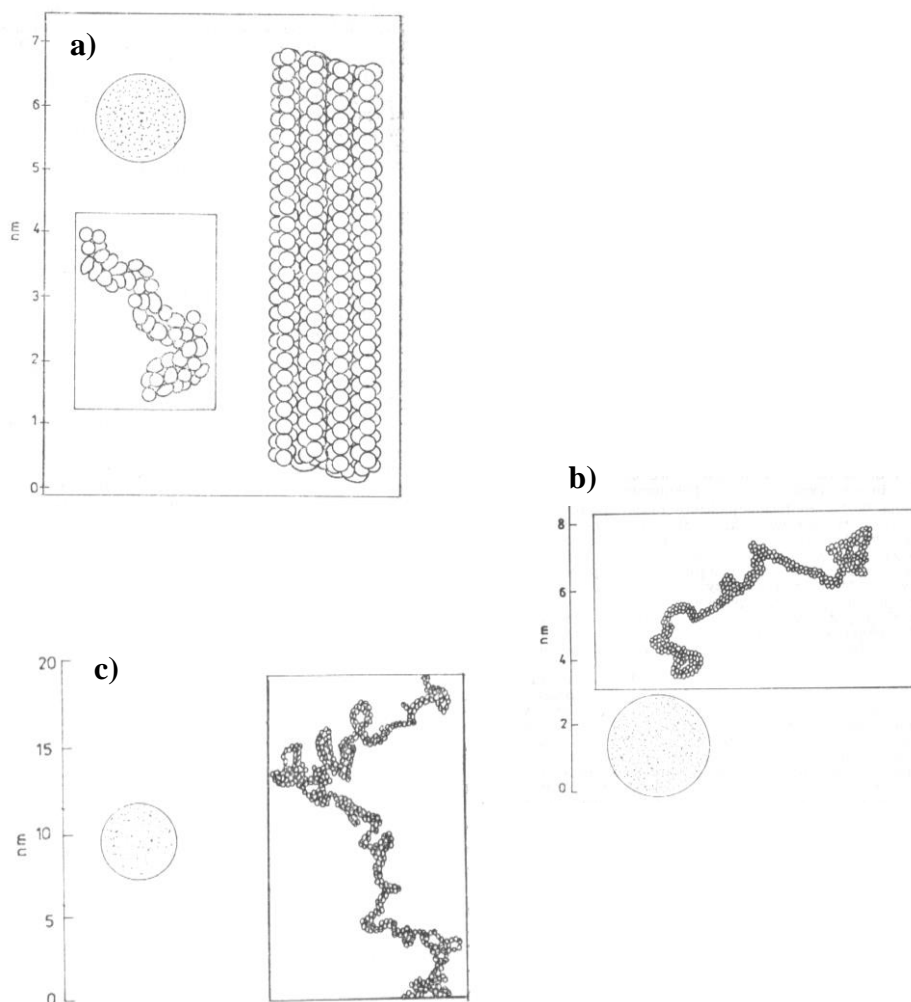
W przypadku łańcucha liniowego wyprostowanego (rys. 6.1b) długość konformacyjna i długość całkowita jest identyczna. Natomiast w przypadku łańcucha skręconego (rys. 6.2b) długość konformacyjna jest mniejsza od długości całkowitej.

Do celów dalszych analiz przyjęto uproszczoną postać łańcucha, a mianowicie łańcuch liniowy, nierozgałęziony.

Do określenia długości konformacyjnej łańcucha polietylenu (PE) wykorzystano wyniki symulacji komputerowych przeprowadzonych przez Paul'a J. Flory [22].

W wykonanych symulacjach, P. J. Flory, założył:

- że łańcuch PE jest łańcuchem liniowym (bez rozgałęzień);
- zróżnicowane prawdopodobieństwo wykorzystania poszczególnych wiązań przy tworzeniu łańcucha C-C.



Rys. 6.3. Konformacje cząsteczek łańcucha węglowodorowego dla: a) 50 wiązań C-C, b) 500 wiązań C-C, c) 3000 wiązań C-C [22]

Stosując przedstawione powyżej założenia Paul J. Flory, za pomocą symulacji komputerowych, uzyskał konformacyjne postacie łańcucha PE (rys. 6.3). Przedstawione obrazy pokazują postacie konformacyjne łańcucha PE, a dzięki zamieszczonej na wszystkich rysunkach skali można było określić poszczególne długości łańcuchów. Rysunek 6.3a przedstawia budowę konformacyjną i wyprostowaną (cztery łańcuchy) łańcucha PE zbudowanego z 50 wiązań C–C. Jego długość konformacyjna (odczytana z rysunku) wynosi $l_k = 3nm$, a długość całkowita $l_c = 7nm$. W przypadku rysunku 6.3b, na którym przedstawiony jest łańcuch PE zbudowany z 500 wiązań C–C, długość konformacyjna wynosi $l_k = 8nm$, natomiast w tekście podano długość całkowitą wynoszącą $l_c = 63nm$. Na rysunku 6.3c zobrazowano łańcuch PE zbudowany z 3 000 wiązań C–C, którego długość konformacyjna wynosi $l_k = 20nm$, natomiast w tekście podano długość całkowitą wynoszącą $l_c = 630nm$ [22].

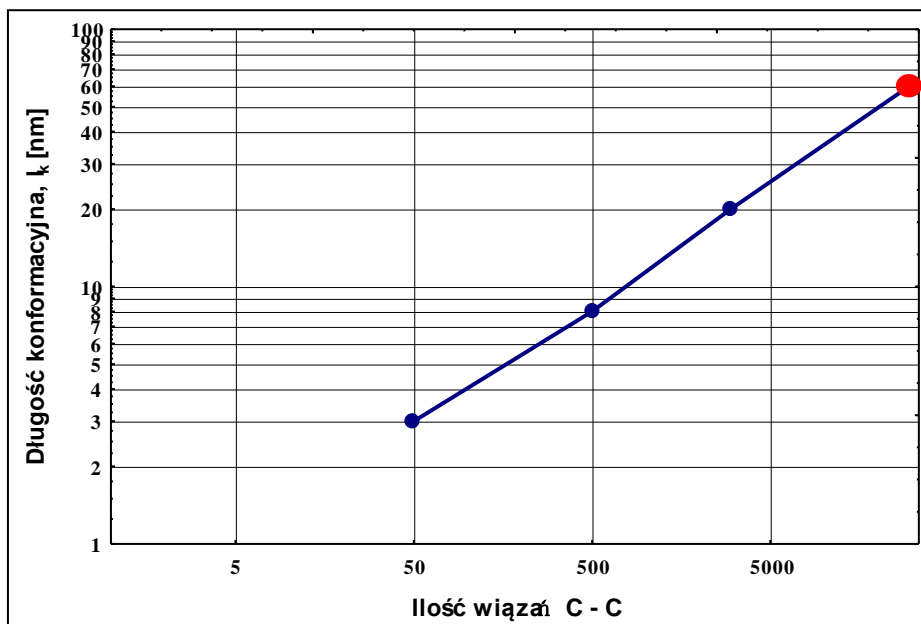
Łańcuchy polietylenu PE zawierają od 3 000 do 50 000 wiązań C–C, natomiast łańcuchy zawierające 30 000 wiązań C–C są najbardziej prawdopodobnymi dla tego rodzaju tworzywa [68].

Ilość wiązań C–C jakie przeanalizowano w artykule P. J. Flory oraz ilość wiązań najbardziej prawdopodobna dla łańcucha PE zestawiona została w kolumnie 2 tabeli 6.1. Wartości długości całkowitej l_c i długości konformacyjnej l_k łańcuchów polimerowych określone przez P. J. Flory ujęte zostały w trzech wierszach odpowiednio kolumny 3 dla długości całkowitej i kolumny 4 dla długości konformacyjnej (tabela 6.1).

Tabela 6.1. Zestawienie i porównanie długości łańcuchów polimerowych PE-LD

L.P.	Ilość wiązań C-C	l_c [nm]	l_k [nm]	l_k / l_c
1	2	3	4	5
1.	50	7	3	0,43
2.	500	63	8	0,13
3.	3 000	630	20	0,03
4.	30 000	3900	60	0,015

W wierszu 4 zapisano odpowiednio ilość wiązań PE (kolumna 2) i długość tego łańcucha (kolumna 3). Na rysunku 6.4 poprzez ekstrapolację wyników P. J. Flory (w skali logarytmicznej) określono długość konformacyjną łańcucha PE, która wynosi $l_k = 60nm$ i tę wartość zapisano jako wynik analizy w kolumnie 4, wierszu 4 tabeli 6.1.



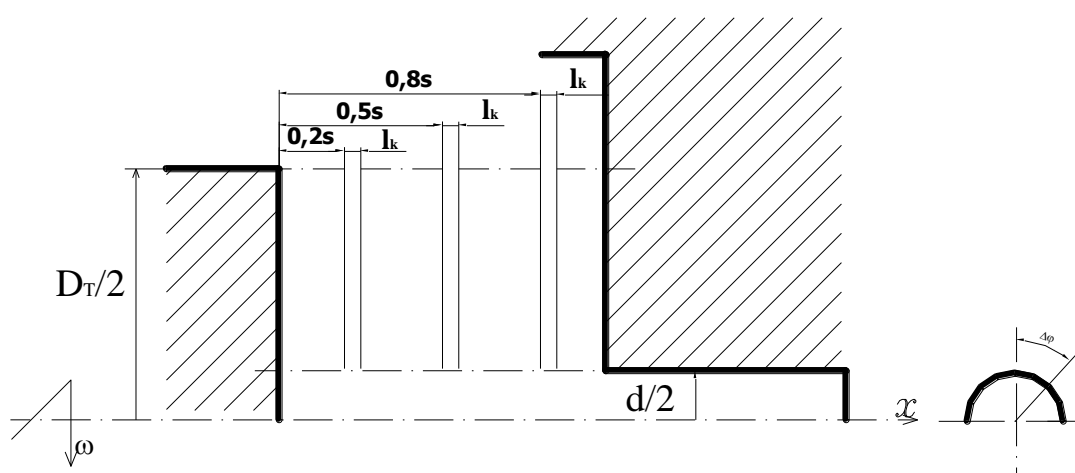
Rys. 6.4. Wyznaczenie poprzez ekstrapolację długości konformacyjnej łańcucha dla 30 000 wiązań C–C

Porównując udział długości konformacyjnej łańcucha w stosunku do całkowitej jego długości (kolumna 5 tabeli 6.1), otrzymano w przypadku 50 wiązań C–C, długość konformacyjną stanowiącą 43% długości całkowitej, dla 500 wiązań C–C długość konformacyjną stanowiącą 13% długości całkowitej, przy 3 000 wiązań C–C długość konformacyjną stanowiącą 3% długości całkowitej, natomiast długość konformacyjna łańcucha PE o najbardziej prawdopodobnej ilości wiązań C–C stanowi tylko 1,5% jego długości całkowitej. Im większa jest liczba wiązań C–C tym stosunek długości konformacyjnej do długości całkowitej (l_k / l_c) jest mniejszy.

Jako wynik do dalszych rozważań przyjęto, założenie że łańcuch polimerowy o 30 000 wiązań C–C posiada długość całkowitą $l_c = 3900nm$ i długość konformacyjną wynoszącą $l_k = 60nm$.

6.2. Symulacje ruchu tworzywa polimerowego w strefie tarczowej wylączarki ślimakowo – tarczowej

Jak wykazano w rozdziale 2.2.2 odległość między trajektoriami ruchu cieczy przemieszczającej się w strefie tarczowej wylączarki zależy od początkowego usytuowania na głębokości szczeliny x . Z rozdziału 6.1 wynika, że cząsteczka PE w przestrzeni zajmuje wymiar konformacyjny $l_k = 60nm$. Zatem elementy cząsteczki znajdujące się na dwóch głębokościach w szczelinie tarczowej będą dążyły do tego żeby poruszać się po różnych trajektoriach. Graficzne zobrazowanie początkowego usytuowania na głębokości szczeliny x przedstawia rys. 6.5.



Rys. 6.5. Początkowe usytuowanie łańcuchów polimerowego w obliczeniach symulacyjnych:

s – szczelina, l_k – długość konformacyjna, $R_T = \frac{D_T}{2}$ – promień tarczy, $\frac{d}{2}$ – promień głowicy, ω – prędkość kątowa tarczy [18]

Obliczenia symulacyjne trajektorii ruchu oraz obliczenia wartości zróżnicowania tych trajektorii zostały wykonane według następującego modelu fizycznego:

- ✓ założenia:
 - przepływ w kierunku promieniowym r od zewnętrznej średnicy D_T do centralnego otworu,
 - przepływ tworzyw w szczelinie wymuszony jest z zewnątrz,
 - końce łańcucha przemieszczają się po różnych trajektoriach wynikających z ich początkowego usytuowania w szczelinie (rys. 6.5),

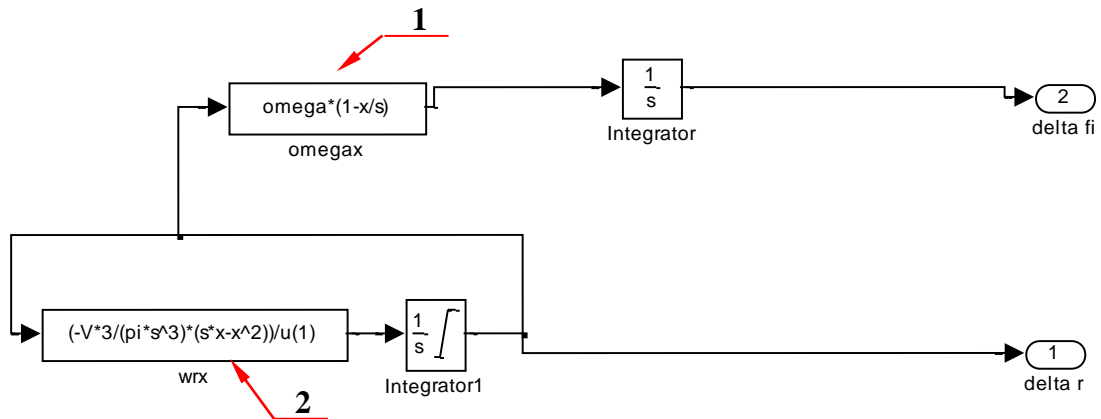
- ruch tworzywa w strefie tarczowej wylączarki wynika z superpozycji dwóch strumieni: ciśnieniowego i wleczonego,
 - łańcuchy polimerowe poddają się gradientowi prędkości wynikającemu z mechanizmu ruchu tworzywa w szczelinie tarczowej.
- ✓ uproszczenia:
- uplastycznione tworzywo ma charakter cieczy niutonowskiej,
 - przepływ cieczy ma charakter izotermiczny i laminarny.

Model matematyczny przedstawiony i opisany został w punkcie 2.2.2 niniejszej pracy. Między modelem matematycznym i komputerowym występuje różnica oznaczeń wynikająca ze sposobu zapisu w programie symulacyjnym (tabela 6.2).

Tabela 6.2. Nazwy wielkości, parametrów, symbole i jednostki występujące w modelu matematycznym i komputerowym

L.p.	Nazwa zmiennej lub stałej	Symbol w modelu matematycznym	Symbol w modelu komputerowym	Jednostka miary
1.	Wydajność	\dot{W}	V	[mm ³ /s]
2.	Wymiar szczeliny	s	s	[mm]
3.	Początkowe usytuowanie w szczelinie	x	x	[mm]
4.	Promień tarczy	R _T	r0	[mm]
5.	Promień głowicy	r ₀	rm	[mm]
6.	Prędkość kątowa	ω	omega	[rad/s]
7.	Początkowe położenie kątowe	φ	fi0	-

Model komputerowy badanego procesu wykonano we własnym zakresie za pomocą nakładki SIMULINK środowiska Matlab 7.0 co przedstawia rys. 6.6.



Rys. 6.6. Model komputerowy badanego procesu

W bloku 1 modelu komputerowego przedstawionego na rys. 6.6 zdefiniowana została prędkość kątowa przemieszczania się tworzywa, natomiast w bloku 2 zdefiniowano rozkład prędkości tworzywa w kierunku promieniowym. Na wyjściu z modelu uzyskamy: na wyjściu numer 1 – wydłużenie w kierunku promieniowym, a na wyjściu numer 2 uzyskujemy wartość położenia kąowego.

Skrypt sterujący modelem wykonany we własnym zakresie przedstawia rys. 6.7.

```
%skrypt uruchomieniowy

%dane
clear all
V=2000; %wydajność, [mm^3/s]
s=1; %wymiar szczeliny, [mm]
x=0.2*s; %początkowe usytuowanie w szczeliny, [mm]
r0=65; %promień tarczy, [mm]
rm=5.000000000; %promień głowicy, [mm]
omega=2; %prędkość tarczy, [rad/s]
fi0=0; %początkowe położenie kątowe

%uruchomienie symulacji i prezentacja wyników
[T,X,Y]=sim('tarcz2calk',[0 60]);
A=size(Y);
i=1;
while Y(i,1)>5.000000000
    YY(i,:)=Y(i,:);
    i=i+1;
end
[A,B]=pol2cart(YY(:,2),YY(:,1));
figure(2)
plot(A,B,'b'); %trajektoria ruchu tworzywa
```

```

grid;
title('x = 0.2   v = 2000');
%dane
x=0.020060*s;                               %początkowe usytuowanie w szczelinie
                                              %powiększone o długość konformacyjną, [mm]

%uruchomienie symulacji i prezentacja wyników

[T,X,Z]=sim('tarcz2calk',[0 60]);
i=1;
while Z(i,1)>5.000000000
    BB(i,:)=Z(i,:);
    i=i+1;
end
hold on
[A,B]=pol2cart(BB(:,2),BB(:,1));
plot(A,B,'r');

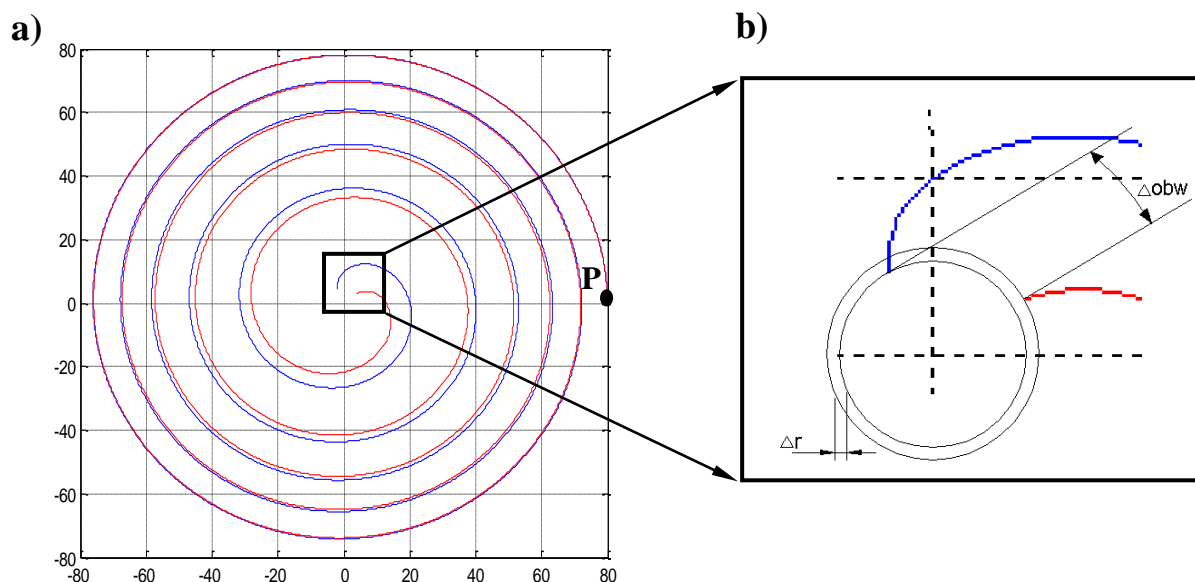
D=size(BB);
for i=1:BB(1,1)
    R(i,:)=Z(i,:)-Y(i,:);
end
figure(3)
plot(R);

```

Rys. 6.7. Skrypt sterujący modelem tekstowym

Aby makroskopowo zobrazować zróżnicowanie trajektorii ruchu dwóch punktów położonych na różnych głębokościach x szczeliny tarczowej obliczono trajektorie przemieszczania się dwóch punktów. Przyjęto, że odległość między punktami jest 100x większa od długości konformacyjnej l_k łańcucha polimerowego ($\Delta x = l_k * 100 = 60nm * 100 = 6000nm = 0,006mm$) (rys. 6.8).

Przedstawione na rys. 6.8 trajektorie zaczynają się na tej samej średnicy $D_T = 160mm$ i obliczone zostały dla następujących parametrów: wydajności $\dot{W} = 1cm^3 / s$, początkowego usytuowania na głębokości szczeliny: punkt pierwszy $x_1 = 0,2mm$ i punkt drugi $x_2 = x_1 + 0,006mm$, wymiar szczeliny $s = 1mm$.



Rys. 6.8. a) trajektorie przemieszczania się dwóch punktów odległych od siebie na głębokości szczeliny o $\Delta x = 0,006\text{mm}$, b) określenie wydłużenia promieniowego - Δ_r , wydłużenia obwodowego - Δ_{obw}

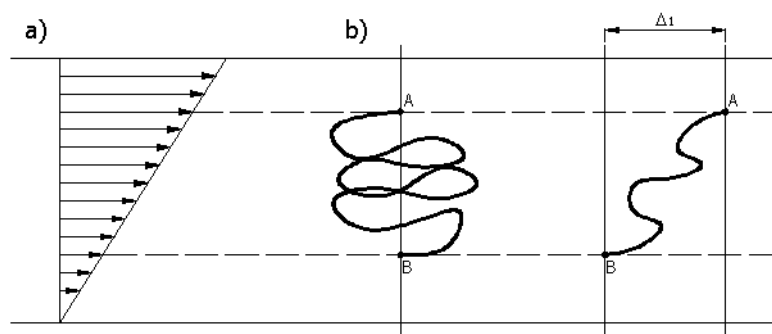
W miejscu opisanym literą P na rys. 6.8a znajdują się dwa punkty oddalone od siebie o $\Delta x = 0,006\text{mm}$. W trakcie przemieszczania się ich, od średnicy zewnętrznej tarczy $D_T = 160\text{mm}$ do średnicy 10mm, następuje widoczne zróżnicowanie toru ruchu analizowanych punktów. Przyczyną tego zróżnicowania jest gradient prędkości strumienia ciśnieniowego wynikającego z wydajności oraz strumienia wlezonego wynikającego z obrotu tarczy. Jeżeli Δx byłaby odległością pozwijanej (splątanej) nici (odpowiada strukturze konformacyjnej łańcucha polimerowego) to w trakcie przemieszczania w szczelinie tarczowej nić ta podlegała by wydłużeniu (rozprostowywaniu, rozwijaniu).

Rysunek 6.8b to powiększony fragment rys. 6.8a, na którym przedstawiono sposób wyznaczenia wielkość: wydłużenia promieniowego Δ_r i wydłużenia obwodowego Δ_{obw} .

Wielkości $\Delta_r / \Delta x$ oraz $\Delta_{obw} / \Delta x$ określają krotność wydłużenia (wydłużenie względne) tej zwiniętej nici. W stosunku do pierwotnej odległości między punktami wynoszącej $\Delta x = 0,006\text{mm}$ (na średnicy $D_T = 160\text{mm}$) po ich przemieszczeniu się do średnicy $d = 10\text{mm}$ odległość między nimi zwiększyła się do $\Delta_r = 0,75\text{mm}$ na promieniu i ($\Delta_{obw} = 5,5\text{mm}$) po obwodzie, czyli następuje ponad stu dwudziesto krotne wydłużenie względne na promieniu ($\Delta_r / \Delta x = 125$) oraz ponad dziewięćset krotne wydłużenie względne po obwodzie ($\Delta_{obw} / \Delta x = 916$). Wydłużenie Δ_r i Δ_{obw} są względem siebie prostopadłe.

Całkowite wydłużenie Δ_c jest zatem sumą geometryczną ($\Delta_c = \sqrt{\Delta_r^2 + \Delta_{obw}^2}$) i dla analizowanego przypadku wynosi $\Delta_c = 5,5mm$.

Przemieszczanie się końców łańcucha polimerowego i jego rozciąganie przedstawiono schematycznie na rys. 6.9.



Rys. 6.9. Modelowe zachowanie się makrocząsteczki podczas ścinania; A i B końce makrocząsteczki; a) gradient prędkości, b) wydłużenie makrocząsteczki (Δ_1)

Wyznaczenie parametrów: Δ_r i Δ_{obw} dla początkowego zróżnicowania konformacyjnego ($\Delta x = l_k$) pozwala na określenie w jakim stopniu następuje tendencja wydłużenia łańcucha polimerowego w kierunku promieniowym i obwodowym.

Założonym celem symulacji było poznanie, w jaki sposób mechanizm ruchu tworzywa w strefie tarczowej, eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej, wpływa na przemieszczanie się cząstek łańcuchów polimerowych. Założono, że łańcuch polimerowy, w trakcie procesu wylączania, poddaje się gradientowi prędkości wynikającemu z mechanizmu ruchu tworzywa w szczeliny tarczowej. Łańcuch polimerowy PE w naturalnej postaci konformacyjnej jest pozwijany, tak że jego długość konformacyjna stanowi tylko około 1,5% jego całkowitej długości. Celem analiz obliczeniowych jest sprawdzenie w jakim stopniu pozwijany naturalnie łańcuch polimerowy podlega tendencji rozwijania (rozprostowywania) w trakcie przepływu tworzywa w szczeliny tarczowej wylączarki. W tym celu analizie poddano zróżnicowanie jakiemu podlegają trajektorie dwóch punktów, które odległe są od siebie na głębokości x szczeliny tarczowej początkowo o wymiar $\Delta x = 60nm$ (stanowiące długość konformacyjną łańcucha PE - $\Delta x = l_k$).

Obliczenia komputerowe przeprowadzono przyjmując następujące wartości parametrów:

- 1) początkowe usytuowanie w szczelinie $x[mm]$: 0,2; 0,5; 0,8,
- 2) wydajności $\dot{W}[cm^3/s]$: 1, 2, 5, 8,
- 3) średnica tarczy $D_T[mm]$: 100, 160, 250, 400,
- 4) wymiar szczeliny $s[mm]$: 0,06; 0,125; 0,25; 0,5; 1; 1,5; 2; 3; 4.

Wyniki z przeprowadzonych obliczeń zestawiono w tabelach. Tabela 6.3 zawiera wyniki obliczeń symulacyjnych zróżnicowania trajektorii ruchu w strefie tarczowej wytłaczarki ślimakowo – tarczowej przy zmianie wydajności \dot{W} i początkowego usytuowania na głębokości szczeliny x .

Kierunek zróżnicowania Δ_r zależy od miejsca początkowego usytuowania w szczelinie tarczowej (kolumna 4 tabeli 6.3). Końce łańcucha znajdujące się w środku tarczy ($x = 0,5s$) pozostają na tych samych promieniach w trakcie ruchu. Natomiast względne wydłużenie w kierunku promieniowym łańcucha polimerowego Δ_r/l_k występuje dla cząstek położonych skrajnie, to znaczy przy tarczy ruchomej ($x = 0,2s$), bądź nieruchomej ($x = 0,8s$) (kolumna 4, 5, 6 tabeli 6.3).

Im większa jest wydajność \dot{W} tym większe jest zróżnicowanie Δ_r i Δ_{obw} . Dla miejsc poddanych analizie podczas obliczeń symulacyjnych widać, że względne wydłużenie w kierunku promieniowym (Δ_r/l_k) wyciąga długość konformacyjną l_k około 6 krotnie (kolumna 5), natomiast wydłużenie to jest nieznaczne w stosunku do długości całkowitej łańcucha l_c (kolumna 6). Natomiast w przypadku Δ_{obw} gradient prędkości doprowadził do wydłużenia długości konformacyjnej o około 8 razy (kolumna 9 tabeli 6.3) co stanowi około 12 % wydłużenie względem długości całkowitej l_c (kolumna 10). Całkowite wydłużenie względne Δ_c/l_k dla analizowanego przypadku wynosi $\Delta_c/l_k = 10$. W przypadku wydajności równej $\dot{W} = 8cm^3/s$ i początkowego usytuowanie na głębokości szczeliny $x_1 = 0,2s$, $x_2 = 0,8s$, dla $s = 1mm$ stwierdzono, największy wpływ na rozprostowywanie łańcucha polietylenu ma zarówno wydłużenie względne po promieniu jak i po obwodzie.

Tabela 6.3. Zestawienie wyników obliczeń symulacji zróżnicowania trajektorii ruchu w strefie tarczowej wytłaczarki ślimakowo – tarczowej przy zmianie wydajności \dot{W} i początkowego położenia w szczelinie x ($s = 1\text{mm}$, $D_T = 160\text{mm}$)

L.P	Oznaczenia		Δ_r	Δ_r / l_k	Δ_r / l_c	$\Delta\varphi * 10^{-5}$	Δ_{obw}	Δ_{obw} / l_k	Δ_{obw} / l_c
	x	\dot{W}							
-	[mm]	[cm ³ /s]	[nm]	-	-	[rad]	[nm]	-	-
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1.	0,2	1	-45,3	-0,755	-0,011	-0,00001	329	5,48	0,0865
2.	0,2	2	-90,8	-1,513	-0,023	-0,00001	338	5,63	0,0889
3.	0,2	5	-228,4	-3,806	-0,060	-0,00001	398	6,63	0,1047
4.	0,2	8	-367,6	-6,126	-0,096	-0,00001	491	8,18	0,1292
5.	0,5	1	0	0	0	-0,00001	325	5,41	0,0855
6.	0,5	2	0	0	0	-0,00001	325	5,41	0,0855
7.	0,5	5	0	0	0	-0,00001	325	5,41	0,0855
8.	0,5	8	0	0	0	-0,00001	325	5,41	0,0855
9.	0,8	1	45,4	0,756	0,011	-0,00001	329	5,48	0,0865
10.	0,8	2	90,9	1,515	0,023	-0,00001	338	5,63	0,0889
11.	0,8	5	228,5	3,808	0,060	-0,00001	398	6,63	0,1047
12.	0,8	8	367,7	6,128	0,096	-0,00001	491	8,18	0,1292

W tabeli 6.4 przedstawiono wpływ wymiaru średnicy tarczy. Jak widać czynnik ten w nieznacznym sposobie zmienia względne wydłużenie w kierunku promieniowym. Wynika to z tego, że dla dużej średnicy jest bardzo mała prędkość przepływu tworzywa, oraz mały gradient prędkości strumienia ciśnieniowego. Proporcjonalnie dla zwiększonej średnicy zwiększa się względne wydłużenie w kierunku obwodowym i maksymalnie uzyskuje wartość 10-krotnego wydłużenia w stosunku do długości konformacyjnej (kolumna 8 tabeli 6.4).

Tabela 6.4. Zestawienie wyników obliczeń symulacji zróżnicowania trajektorii ruchu w strefie tarczowej wylączarki ślimakowo – tarczowej przy zmianie średnicy D_T ($x = 0,2s$, $\dot{W} = 2cm^3/s$, $s = 1mm$)

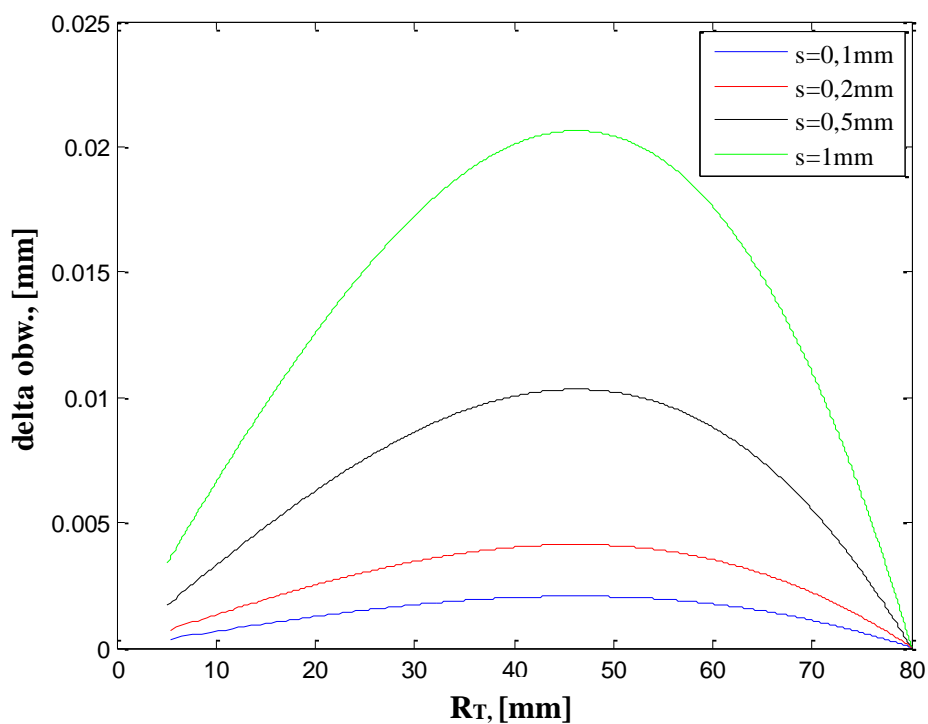
L.P	D_T	Δ_r	Δ_r / l_k	Δ_r / l_c	$\Delta\phi$	Δ_{obw}	Δ_{obw} / l_k	Δ_{obw} / l_c
-	[mm]	[nm]	-	-	[rad]	[nm]		-
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1.	100	90,3	1,129	0,0112	-0,00000784	230	2,875	0,028
2.	160	90,8	1,135	0,0113	-0,00001264	338	4,225	0,042
3.	250	91,1	1,138	0,0114	-0,00001984	510	6,375	0,063
4.	400	91,3	1,141	0,0114	-0,00003183	805	10,06	0,100

W tabeli 6.5 zestawiono wyniki obliczeń symulacyjnych dotyczących zróżnicowania trajektorii ruchu w strefie tarczowej wylączarki ślimakowo – tarczowej dla różnych szczelin s . Zmiana wartości wymiaru szczeliny w znaczny sposób wpływa na różnicowanie trajektorii, a zatem na wydłużenie łańcuchów polietylenu zarówno w kierunku promieniowym Δ_r , jak i obwodowym Δ_{obw} . Dla wymiaru szczeliny $s=0,06mm$ uzyskano około trzydziestokrotne zróżnicowanie odległości w stosunku do jego długości konformacyjnej dla względnego wydłużenia w kierunku promieniowym Δ_r / l_k i obwodowym Δ_{obw} / l_k (kolumna 4 i 8 tabeli 6.5). W takim przypadku względne wydłużenie całkowite w stosunku do długości konformacyjnej Δ_c / l_k spowoduje 40-krotne wydłużenie łańcucha. Można przypuszczać, że dla małych wartości wymiaru szczeliny przepływ będzie wykazywał coraz lepsze właściwości porządkujące struktury nadcząsteczkowej polimeru.

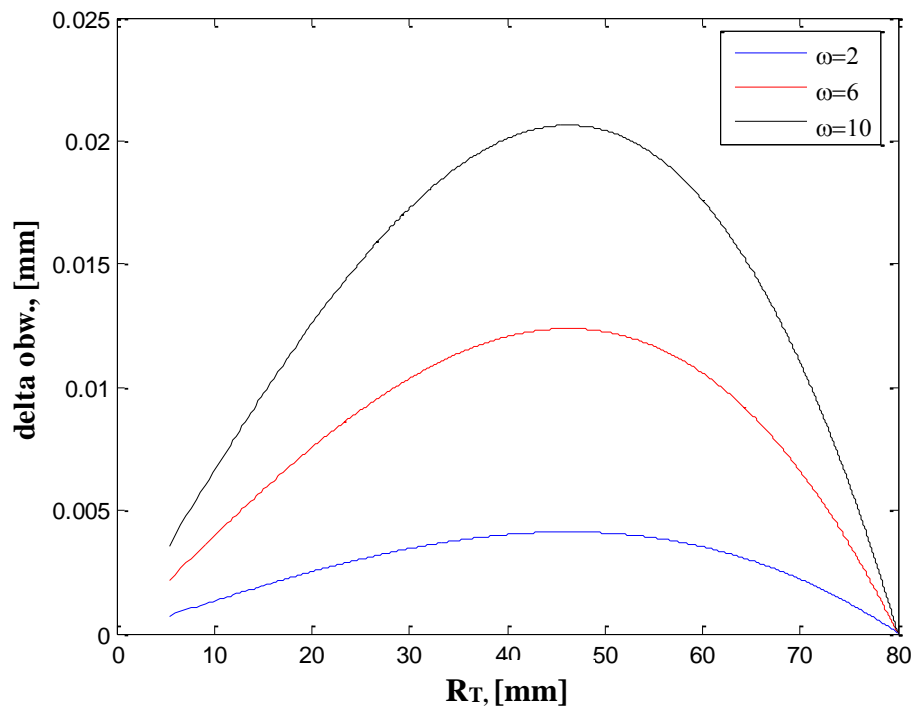
Tabela 6.5. Zestawienie wyników obliczeń symulacji ruchu tworzywa polimerowego w strefie tarczowej wylączarki ślimakowo – tarczowej dla zmiennej szczeliny s ($\dot{W} = 2\text{cm}^3/\text{s}$, $D_T = 160\text{mm}$, $x = 0,2\text{s}$)

L.P	s	Δ_r	Δ_r / l_k	Δ_r / l_c	$\Delta\varphi * 10^{-5}$	Δ_{obw}	Δ_{obw} / l_k	Δ_{obw} / l_c
-	[mm]	[nm]	-	-	[rad]	[nm]	-	-
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1.	0,06	1613,4	26,8	0,424	-0,00001	1646	27,4	0,433
2.	0,125	747,0	12,4	0,196	-0,00001	815	13,5	0,214
3.	0,25	367,6	6,1	0,096	-0,00001	492	8,2	0,129
4.	0,5	182,2	3,0	0,047	-0,00001	373	6,2	0,098
5.	1	90,7	1,5	0,023	-0,00001	338	5,6	0,088
6.	1,5	60,4	1,0	0,015	-0,00001	331	5,5	0,087
7.	2	45,2	0,7	0,011	-0,00001	329	5,4	0,086
8.	3	30,2	0,5	0,007	-0,00001	327	5,4	0,086
9.	4	22,6	0,3	0,005	-0,00001	326	5,4	0,085

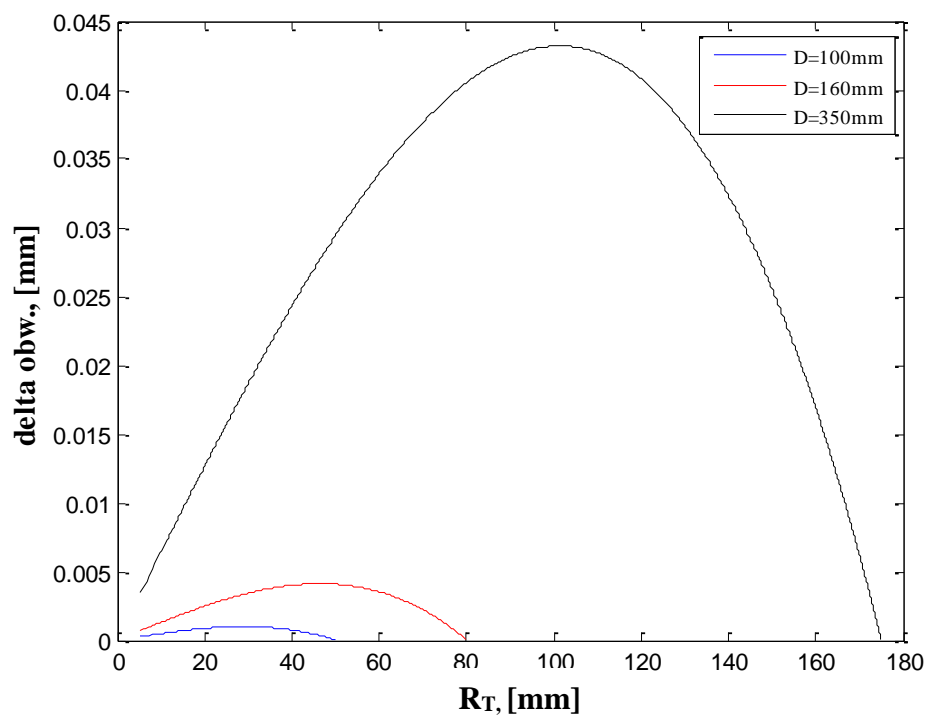
Na rys. 6.10, 6.11 i 6.12 przedstawiono, jak zmieniają się wartości różnic przemieszczeń obwodowych wzdłuż promienia tarczy w następującej kolejności: dla różnych wartości szczelin s , dla różnych wartości prędkości kątowych ω i różnych średnic D_T . Widać, że przy przepływie tworzywa od zewnętrznej średnicy ku środkowi (maleje R_T) do pewnej wartości średnicy następuje narastanie różnicy Δ_{obw} , a dla mniejszych wartości R_T , Δ_{obw} maleje. Wynika to z tego, że mimo zwiększania się różnicy kątowej trajektorii, dla małego promienia R_T wartość liniowa się zmniejsza, dążąc do zera w centrum tarczy ($R_T = 0$). Odnosząc to do oddziaływania na łańcuch polimerowy, to jest on początkowo poddawany rozwijaniu, a przy dalszym przemieszczaniu się łańcucha polimerowego w kierunku małych promieni następuje jego ponowne zwijanie. Objawia się to tak zwanym efektem Weissenberga opisanym w rozdziale 2.2.



Rys. 6.10. Różnice wartości przemieszczeń obwodowych na promieniu szczeliny tarczowej R_T dla różnych szczelin



Rys. 6.11. Różnice wartości przemieszczeń obwodowych na promieniu szczeliny tarczowej R_T dla różnych prędkości kątowych



Rys. 6.12. Różnice wartości przemieszczeń obwodowych na promieniu szczeliny tarczowej R_T dla różnych średnic tarczy

Tabela 6.6. Zestawienie wartości maksymalnych wydłużeń obwodowych dla różnych szczelin

L.p.	s	$\Delta_{obw}(\max)$	$\Delta_{obw}(\max)/l_k$	$\Delta_{obw}(\max)/l_c$	R_T
-	[mm]	[mm]	-	-	[mm]
1	2	3	4	5	6
1.	0,1	0,00206	25,8	0,26	46
2.	0,2	0,00412	51,6	0,52	46,3
3.	0,5	0,01031	128,9	1,28	46,3
4.	1	0,02063	257,9	2,57	46

Tabela 6.7. Zestawienie wartości maksymalnych wydłużeń obwodowych dla różnych prędkości kątowych

L.p.	ω	$\Delta_{obw}(\max)$	$\Delta_{obw}(\max)/l_k$	$\Delta_{obw}(\max)/l_c$	R_T
-	[rad/s]	[mm]	-	-	[mm]
1	2	3	4	5	6
1.	2	0,00412	51,60	0,51	48
2.	6	0,01238	145,78	1,54	48
3.	10	0,02063	257,9	2,57	48

Tabela 6.8. Zestawienie wartości maksymalnych wydłużeń obwodowych dla różnych średnic

L.p.	D_T	$\Delta_{obw}(\max)$	$\Delta_{obw}(\max)/l_k$	$\Delta_{obw}(\max)/l_c$	R_T
-	[mm]	[mm]	-	-	[mm]
1	2	3	4	5	6
1.	100	0,00101	12,63	0,12	28
2.	160	0,00412	51,60	0,51	48
3.	350	0,04320	540,04	5,40	100

Wyniki przedstawione w tabelach 6.6, 6.7, 6.8 pokazują, że maksymalne wartości różnic trajektorii w kierunku obwodowym $\Delta_{obw}(\max)$ są znaczne w stosunku do długości konformacyjnej l_k , a nawet w stosunku do długości całkowitej l_c łańcucha cząstki PE. We wszystkich trzech tabelach przedstawionych powyżej widzimy, że maksymalne wydłużenie obwodowe Δ_{obw} narasta w całym zakresie badanych parametrów, to jest przy wzrastających wartościach szczeliny, prędkości kątowej i średnicy.

Analizując wartości zawarte w tabeli 6.6 dotyczące maksymalnych wydłużeń obwodowych dla różnych szczelin s , zauważono, że od wartości szczeliny $s = 0,5mm$ maksymalne względne wydłużenie obwodowe $\Delta_{obw}(\max)/l_k$ jest stu dwudziestokrotne w stosunku do długości konformacyjnej (kolumna 4). Jest zatem większa od długości całkowitej l_c łańcucha polimerowego. W przypadku wartości zawartych w tabeli 6.7, dotyczących maksymalnych wydłużeń obwodowych dla różnych prędkości kątowych ω , zauważono, że dla prędkości kątowej większej niż $\omega = 6rad/s$ maksymalne względne wydłużenie obwodowe $\Delta_{obw}(\max)/l_k$ zaczyna powodować ponad stukrotne wydłużenie w stosunku do długości konformacyjnej (kolumna 4). Powoduje to przekroczenie długości całkowitej l_c łańcucha polimerowego. Analiza kolejnych wartości zawartych w tabeli 6.8, dotyczących maksymalnych wydłużeń obwodowych dla różnych średnic D_T , ω widać, że od średnicy $D_T = 350mm$ maksymalne względne wydłużenie obwodowe $\Delta_{obw}(\max)/l_k$ zaczyna powodować pięćsetkrotne wydłużenie w stosunku do długości konformacyjnej (kolumna 4). We wszystkich analizowanych przypadkach w trakcie ruchu występuje tendencja do znacznego rozwijania (rozprostowywania) łańcucha polimerowego w stosunku do swej naturalnie przyjmowanej długości konformacyjnej [19].

W przypadkach gdy różnice przemieszczeń są większe od długości całkowitej łańcucha polimerowego (dla wskaźnika $\Delta_{obw}/l_c > 1$), to warunki te mogą doprowadzić do degradacji łańcuchów polimerowych [20].

Rozerwanie łańcucha polimerowego w fazie uplastycznionej może nastąpić, w przypadku spełnienia dwóch warunków:

- łańcuch musi się znaleźć w polu gradientu prędkości (prędkości ścinania),
- musi wystąpić lokalne naprężenie przewyższająca wytrzymałość wiązań atomowych.

W tabeli 6.9 zestawiono warunki degradacji mechanicznej w trzech typach wylączarek tj. jednoślismakowej szybkobieżnej, dwuślismakowej współbieżnej i ślimakowo – tarczowej.

Tabela. 6.9. Zestawienie wybranych parametrów degradacji w wylączarkach

L.P.	RODZAJE WYLĄCZAREK	PRĘDKOŚĆ ŚCINANIA [1/s]	NAPRĘŻENIA ŚCINAJĄCE [MPa]
1	2	3	4
1.	JEDNOŚLIMAKOWA SZYBKOBIEŻNA	250	0,155
2.	DWUŚLIMAKOWA WSPÓLBIEŻNA	1000 ÷ 6000	0,39 ÷ 0,42
3.	ŚLIMAKOWO – TARCZOWA	1000	0,25

Naprężenia ścinające w PE określono dla temperatury tworzywa 130°C na podstawie wykresu zamieszczonego w Leksykonie Naukowo – Technicznym [56]. Największe wartości prędkości ścinania występują w wylączarkach dwuślimakowych współbieżnych. Uzyskuje się na nich prędkości ścinania do 6000s⁻¹ [62], ale tworzywo w strefie ścinania pozostaje bardzo krótko. W takim przypadku wyliczone naprężenia ścinające wynoszą do 0,42MPa. W wylączarce ślimakowo - tarczowej przy prędkości obrotowej rzędu 20obr/min można uzyskać prędkość ścinania rzędu 1000s⁻¹. Tu tworzywo pozostaje dłużej w układzie, a zatem naprężenia ścinające osiągające wartość rzędu 0,25MPa dłużej oddziałują na tworzywo. W wylączarkach jednoślimakowych warunki przetwarzania są stosunkowo łagodne.

Wytrzymałość teoretyczna łańcucha polimerowego wynosi około 120GPa [10]. Jest kilka rzędów większa od wytrzymałości mierzonej w praktyce. Rozbieżność pomiędzy tymi wartościami tłumaczy się istniejącymi w każdym tworzywie nieciągłościami strukturalnymi (skazami), powodującymi koncentrację przyłożonych naprężeń przede wszystkim na krawędziach tych skaz.

Degradacja mechaniczna tworzywa podczas procesu wylączania występuje w wyniku przypadkowego spiętrzenia naprężeń. Prawdopodobieństwo zerwania łańcuchów polimerowych jest tym większe im większe są naprężenia występujące w trakcie przetwarzania oraz im większy jest stopień wydłużenia jakiemu poddawane są łańcuchy polimerowe.

Wylączarka ślimakowo – tarczowa pod względem wartości naprężeń plasuje się w zakresie znacznie wyższych prędkości ścinania niż wylączarki ślimakowe i w dolnej granicy predysponowanych do uplastyczniania tworzywa przez ścinanie wylączarek ślimakowych współbieżnych. Długi okres przepływu w strefie tarczowej powoduje jednak duży stopień wydłużenia naturalnie zwiniętych łańcuchów polimerowych.

Podsumowując przeprowadzone symulacje zauważono, że wartości względnego wydłużenia w kierunku obwodowym Δ_{obw}/l_k i promieniowym Δ_r/l_k w stosunku do długości konformacyjnej łańcuchów polimerowych będzie powodował rozciąganie skręconych łańcuchów polimerowych. Ze względu na jednorodne ukierunkowanie wydłużeń wystąpi tendencja porządkowania jednokierunkowego, orientowania łańcuchów polimerowych w trakcie przemieszczania uplastycznionego polimeru w strefie tarczowej wylączarki. Może to być zjawiskiem korzystnym, gdyż umożliwi otrzymanie tworzywa o bardziej uporządkowanej strukturze nadcząsteczkowej oraz o większym stopniu krystaliczności (o większych krystalitach). Strefa tarczowa wylączarki powoduje również uporządkowanie i ukierunkowanie struktury krystalicznej co powinno doprowadzać do porządkowania układu krystalitów. Analiza ta pozwala przypuszczać, że wpłynie to korzystnie na właściwości wytrzymałościowe wylączyny. Jednocześnie zbyt mocne tendencje wydłużania łańcucha polimerowego stwarzają warunki do jego rozrywania czyli degradacji mechanicznej tworzywa.

W wylączarce ślimakowo – tarczowej występują zjawiska, które dają dwa przeciwstawne efekty. Z jednej strony charakter przepływu sprzyja porządkowaniu i wzmacnianiu struktury tworzywa, natomiast z drugiej strony stwarza warunki powodujące degradację tworzywa. Zjawisko degradacji w pewnym zakresie jest niekorzystne, ponieważ niszczy strukturę polimeru, lecz można również to wykorzystać. Mianowicie poprzez degradację tworzywa następuje zjawisko mastyfikacji, dzięki czemu można uzyskać kompatybilizację mieszanin polimerowych, które są uważane za niemieszalne [5, 26].

6.3. Symulacja warunków porządkowania struktury nadcząsteczkowej PE-LD w strefie tarczowej wylączarki ślimakowo – tarczowej

Przeprowadzony powyżej szeroki program obliczeń symulacyjnych, pod względem różnorodności czynników i ich wartości, był podstawą do ustalenia zawężonego planu badań, którego zakres odpowiada planowi badań doświadczalnych wpływu tarczowego mechanizmu uplastyczniania na właściwości mechaniczne polimeru. W przypadku tej symulacji pod uwagę wzięto czynniki stałe, którymi są: średnica tarczy $D_T = 130mm$, średnica dyszy $d = 10mm$ wynikające z konstrukcji eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej. Przyjęto wartości wydajności \dot{W} uzyskane doświadczalnie dla badanej wylączarki ślimakowo – tarczowej.

Jako czynniki zmienne przyjęto: dwie wartości szczelin, to jest $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$, które powodowały istotne zmiany i wyraźnie wpływały na względne wydłużenie promieniowe i obwodowe. Prędkość kątową ω została dobrana tak, aby możliwym było nastawienie jej na wytlaczarce. Analizowano zjawiska dla początkowego usytuowanie na głębokości szczeliny $x = 0,2s$. Cały program badań symulacyjnych został przedstawiony i wykonany zgodnie z parametrami zawartymi w tabeli 6.10.

Tabela 6.10. Plan obliczeń symulacyjnych

L.P.	PARAMETRY SYMULACJI					
	$\dot{W} [mm^3 / s]$	$\omega [rad / s]$	$s [mm]$	φ	$R_r [mm]$	$x [mm]$
1.	614	1,03	0,3	0	65	0,2
2.	1439	1,29				
3.	1453	1,57				
4.	1631	1,80				
5.	2336	2,1				
6.	1650	1,03	3			
7.	1778	1,29				
8.	1878	1,57				
9.	1975	1,80				
10.	2419	2,1				

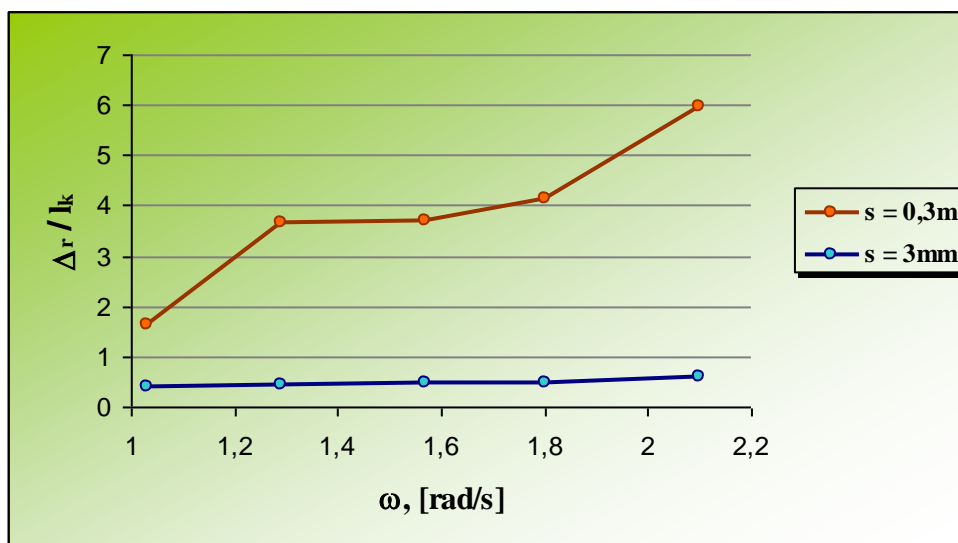
Wyniki uzyskane z obliczeń komputerowych zostały przedstawione w tabeli 6.11. Analizując zawarte w tabeli wyniki, dotyczące warunków porządkowania łańcuchów polimerowych PE w strefie tarczowej eksperymentalnej wytłaczarki ślimakowo – tarczowej, zauważono, że przy: szczelinie $s = 0,3mm$ i prędkości kątowej równej $\omega = 2,1rad / s$ (wiersz 5 tabeli 6.11) uzyskujemy 6-krotne wydłużenia względne w kierunku promieniowym Δ_r / l_k w stosunku do długości konformacyjnej (kolumna 6 tabeli 6.11), co stanowi około 9% długości całkowitej l_c łańcucha polimeru. Jest to maksymalna wartość wydłużenia jaką uzyskujemy w kierunku promieniowym.

Analizując względne wydłużenie w kierunku obwodowym Δ_{obw} zauważono, że maksymalne wydłużenie w tym kierunku, występuje przy tych samych parametrach co w przypadku względnego wydłużenia w kierunku promieniowym i daje wydłużenie około 45 razy (kolumna 9). Stanowi to około 71 % długości całkowitej (kolumna 10). Jest to maksymalne wydłużenie w kierunku obwodowym jakie uzyskujemy dla badanej konstrukcji.

Minimalną wartość względnego wydłużenia w kierunku promieniowym Δ_r/l_k uzyskano przy wartości szczeliny $s = 3mm$, prędkości kątowej $\omega = 1,03rad/s$ (wiersz 6 tabeli 6.11), która wynosi 0,41, co stanowi ułamkową wartość procenta długości konformacyjnej. Natomiast względne wydłużenie w kierunku obwodowym Δ_{obw}/l_k przedstawia podobne wartości (kolumna 9) jak w przypadku szczeliny $s = 0,3mm$.

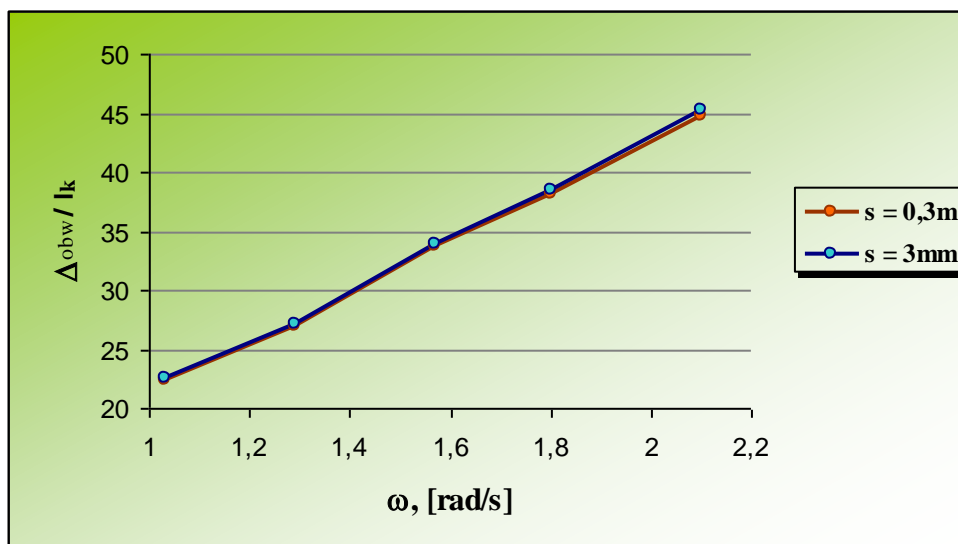
Należy również zauważyć, że stopień porządkowania w kierunku promieniowym Δ_r/l_k dla $s = 0,3mm$ jest kilka razy większy niż dla szczeliny $s = 3mm$.

Rysunek 6.13 przedstawia zależność względnego wydłużenia w kierunku promieniowym Δ_r/l_k od prędkości kątowej ω dla dwóch szczelin: $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$. Widzimy, że wzrost prędkości kątowej ω powoduje wzrost uzyskiwanej wydajności \dot{W} w przypadku obu szczelin. Dla szczeliny $s = 0,3mm$ wzrost wartości ω i \dot{W} ma zauważalny wpływ na względne wydłużenie w kierunku promieniowym Δ_r/l_k powodując jego wzrost, natomiast w przypadku szczeliny $s = 3mm$ wzrost ω i \dot{W} nie wpływa na względne wydłużenie.



Rys. 6.13. Wykres zależności Δ_r/l_k od prędkości kątowej ω

Natomiast w przypadku rys. 6.14 zauważono, że wzrost prędkości kątowej ω i wydajności \dot{W} powoduje taki sam wzrost względnego wydłużenia w kierunku obwodowym Δ_{obw}/l_k zarówno w przypadku szczeliny $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$. Wartości danych umieszczone na wykresie pokrywają się.



Rys. 6.14. Wykres zależności Δ_{obw}/l_k od prędkości kątowej ω

Tabela 6.11. Wyniki z obliczeń symulacyjnych warunków porządkowania łańcuchów polimerowych PE w strefie tarczowej eksperymentalnej wylączarki ślimakowo - tarczowej ($D_T = 130\text{mm}$, $x = 0,2s$)

L.P	Parametry symulacji			Δr	$\Delta r/l_k$	$\Delta r/l_c$	Δ_{obw}	Δ_{obw}/l_k	Δ_{obw}/l_c	Δc	$\Delta c/l_k$
	s	ω	\dot{W}								
-	[mm]	[rad/s]	[mm ³ /s]	[nm]	-	-	[nm]	-	-	[nm]	-
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1.	0,3	1,03	614	97,8	1,63	0,0257	1349	22,48	0,355	1353	22,5
2.		1,29	1439	218,8	3,64	0,0575	1629	27,15	0,428	1644	27,4
3.		1,57	1453	221,0	3,68	0,0581	2035	33,91	0,535	2047	34,1
4.		1,80	1631	248,5	4,14	0,0653	2305	38,41	0,606	2318	38,6
5.		2,10	2336	357,8	5,96	0,0941	2712	45,20	0,713	2736	45,6
6.	3	1,03	1650	24,8	0,41	0,0065	1346	22,43	0,354	1346	22,4
7.		1,29	1778	26,7	0,44	0,0070	1614	26,90	0,424	1614	26,9
8.		1,57	1878	28,2	0,47	0,0074	2024	33,73	0,532	2024	33,7
9.		1,80	1975	29,7	0,49	0,0078	2292	38,20	0,603	2292	38,2
10.		2,10	2419	36,4	0,60	0,0095	2689	44,81	0,707	2689	44,8

Podsumowując przeprowadzoną analizę dotyczącą wpływu tarczowego mechanizmu uplastyczniania wylączarki ślimakowo – tarczowej, stwierdzono, że wyniki uzyskiwane w badaniach symulacyjnych dotyczące strefy tarczowej są bardzo interesujące i skłaniają do przeprowadzenia wylączania tworzywa na wylączarce ślimakowo – tarczowej, a następnie przeprowadzenie badań właściwości mechanicznych takich jak: wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie względne przy zerwaniu, twardość i udarność, a także analiza za pomocą badań strukturalnych: różnicowej kalorymetrii skaningowej i elektronowego mikroskopu skaningowego.

7. Badania eksperymentalne

Z przeprowadzonych obliczeń symulacyjnych (rozdział 6.2 i 6.3) wynika, że przemieszczanie się tworzywa stopionego w strefie tarczowej stwarza warunki rozciągania i porządkowania naturalnie skłębionych łańcuchów polimerowych. Warunki te powinny umożliwiać otrzymanie tworzywa o bardziej uporządkowanej strukturze nadcząsteczkowej i zwiększenie stopnia krystaliczności. Strefa tarczowa wylączarki może powodować również uporządkowanie struktury krystalicznej, polegające na tworzeniu regularnego układu krystalitów. Można przypuszczać, że wpłynie to na właściwości mechaniczne pręta wylączyny. Wnioski skłoniły do przeprowadzenia badań doświadczalnych, których celem było sprawdzenie czy istnieje wpływ przepływu tworzywa w strefie tarczowej, tworzącej warunki porządkowania, na właściwości użytkowe uzyskanego rzeczywistego pręta wylączyny po procesie wylączania.

Badania doświadczalne obejmują wylączanie tworzywa formowanego w postaci pręta o średnicy około 14 mm na wylączarce ślimakowo – tarczowej, a następnie jego badanie. Prędkości obwodowe ślimaka eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej zawierają się w zakresie od 0,06 do 0,13 m/s . Zakres nastawionych temperatur wynika z warunków temperaturowych przetwarzania PE-LD. Obydwie wylączarki wyposażone są w taką samą głowicę wraz z dyszą o profilu pozwalającym na uzyskanie wylączyny o przekroju kołowym.

Wylączanie tworzywa przeprowadzono w takim samym zakresie wartości czynników zmiennych (prędkość obwodowa, wartość szczeliny tarczowej), dla których przeprowadzone były badania symulacyjne przedstawione w rozdziale 6.3. W kolumnie 2 każdej z tabel zawierającej wyniki badań umieszczono oznaczenia próbek, które będą przetaczane w trakcie wszystkich analiz. Poszczególne oznaczenia zawierają następujące informacje: W_T – oznacza wylączarkę tarczowo – ślimakową, 0,3 lub 3 - oznacza wymiar szczeliny, 0,06; 0,08; 0,1; 0,12; 0,13 – oznacza prędkość obwodową ślimaka.

7.1. Wyniki badań tworzywa otrzymanego w procesie wylączania ślimakowo – tarczowego

Badania właściwości mechanicznych przeprowadzono według planu i metodyki zawartej w rozdziale 5.3 niniejszej pracy.

W ramach badań pręta wylączyny przeprowadzono:

- ✓ oznaczenie cech wytrzymałości przy statycznym rozciąganiu:
 - naprężenia zrywające $R_z [MPa]$ (wzór 5.2),

- wydłużenie względne przy zerwaniu ε_z [%] (wzór 5.3),
- ✓ oznaczenie udarności $a_k \left[\frac{kJ}{m^2} \right]$ (wzór 5.4),
- ✓ pomiar twardości [0ShD],
- ✓ badanie mikrostruktury, w tym:
 - oznaczenie stopnia krystaliczności X_c [%],
 - obserwacje struktury przełomów z obrazów uzyskanych za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego.

7.1.1. Badanie właściwości mechanicznych

W tabeli 7.1 przedstawione są wyniki obliczeń wartości R_z i ich parametrów rozrzutu statystycznego [11, 60] (za pomocą programu Statistica 6.0).

Tabela 7.1. Zestawienie wartości naprężeń zrywających R_z i parametrów rozrzutu statystycznego

L.P	OZNACZENIE PRÓBEK	R_z [MPa]	ODCHYLENIE STANDARDOWE	MINIMUM	MAKSIMUM
1	2	3	4	5	6
1.	W _T 0,3/0,06	8,55	0,69	7,08	9,37
2.	W _T 0,3/0,08	9,50	0,74	8,39	10,41
3.	W _T 0,3/0,1	8,67	0,76	7,66	9,80
4.	W _T 0,3/0,12	9,52	0,56	8,78	10,67
5.	W _T 0,3/0,13	9,53	0,68	8,61	10,76
6.	W _T 3/0,06	9,84	1,10	8,36	11,56
7.	W _T 3/0,08	8,94	1,16	6,41	10,35
8.	W _T 3/0,1	8,94	0,61	8,16	10,33
9.	W _T 3/0,12	9,05	0,61	8,08	9,75
10.	W _T 3/0,13	8,81	0,49	7,88	9,35

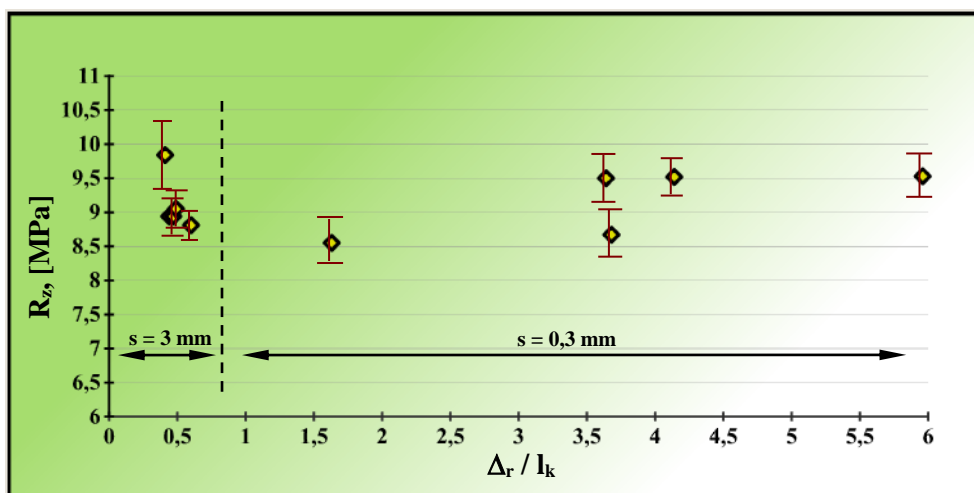
Wyniki oznaczenia wartości naprężeń zrywających R_z w zależności od wydłużenia względnego łańcucha polimeru (stopnia porządkowania polimeru) w kierunku promieniowym Δ_r , obwodowym Δ_{obw} , całkowity stopień porządkowania Δ_c przedstawia tabela 7.2 i zobrazowane zostały na rys. 7.1 ÷ 7.3, na których naniesiono punktowo wartości średnie i wartości odchyłeń standardowych oraz linie trendu.

Tabela 7.2. Zestawienie wartości naprężeń zrywających R_z i wartości stopnia porządkowania polimeru

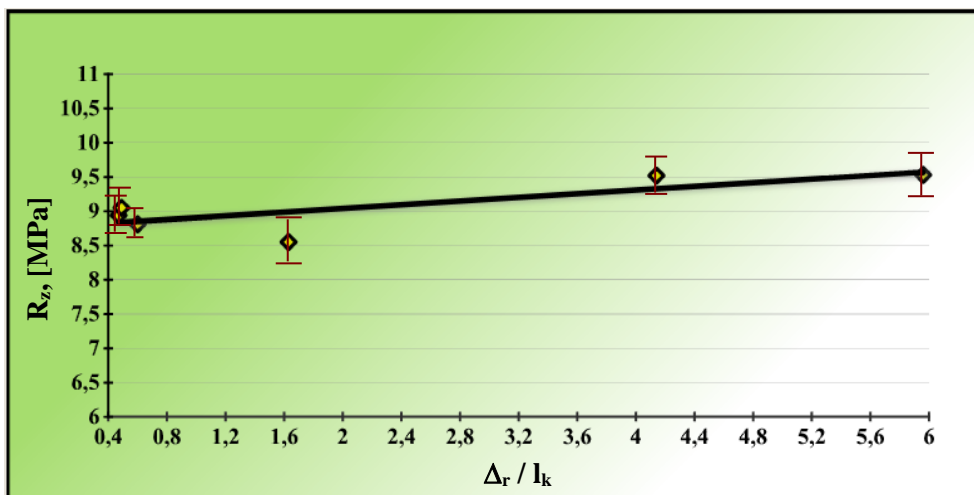
L.P	Oznaczenie próbek	R_z [MPa]	Δ_r / l_k	Δ_r / l_c	Δ_{obw} / l_k	Δ_{obw} / l_c	Δ_c / l_k	Δ_c / l_c
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1.	W_T 0,3/0,06	8,55	1,63	0,0257	22,48	0,35	22,5	0,0058
2.	W_T 0,3/0,08	9,50	3,64	0,0575	27,15	0,42	27,4	0,0070
3.	W_T 0,3/0,1	8,67	3,68	0,0581	33,91	0,53	34,1	0,0087
4.	W_T 0,3/0,12	9,52	4,14	0,0653	38,41	0,60	38,6	0,0099
5.	W_T 0,3/0,13	9,53	5,96	0,0941	45,20	0,71	45,6	0,0117
6.	W_T 3/0,06	9,84	0,41	0,0065	22,43	0,35	22,4	0,0057
7.	W_T 3/0,08	8,94	0,44	0,0070	26,90	0,42	26,9	0,0069
8.	W_T 3/0,1	8,94	0,47	0,0074	33,73	0,53	33,7	0,0086
9.	W_T 3/0,12	9,05	0,49	0,0078	38,20	0,60	38,2	0,0098
10.	W_T 3/0,13	8,81	0,60	0,0095	44,81	0,70	44,8	0,0115

Analizując wykres 7.1a zauważono, że wraz ze wzrostem wartości stopnia porządkowania w kierunku promieniowym Δ_r/l_k , w przypadku szczeliny o wartości $s = 0,3mm$, wytrzymałość na rozciąganie ma tendencję rosnącą. Natomiast w przypadku szczeliny o wartości $s = 3mm$ zaobserwowano niewielkie zróżnicowanie wartości wydłużenia względnego w kierunku promieniowym. Zauważono, że stopień porządkowania promieniowego dla $s = 0,3mm$ jest kilka razy większy niż dla szczeliny $s = 3mm$. Z uzyskanych pomiarów wynika, że dopiero wyższy stopień porządkowania powoduje wzrost wytrzymałości.

a)



b)

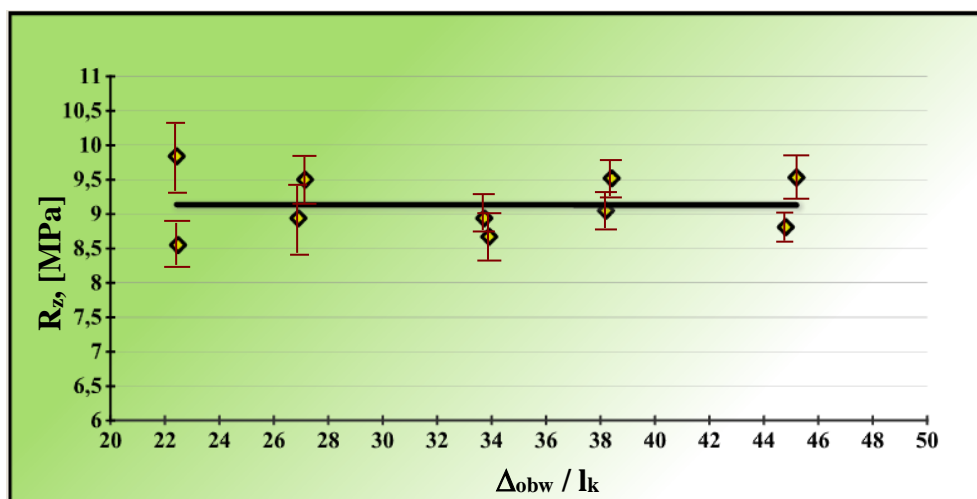


Rys. 7.1. Zależność naprężeń zrywających od wydłużenia względnego w kierunku promieniowym Δ_r/l_k ; a) wszystkie dane, b) po eliminacji wyników o dużej wartości odchylenia standardowego

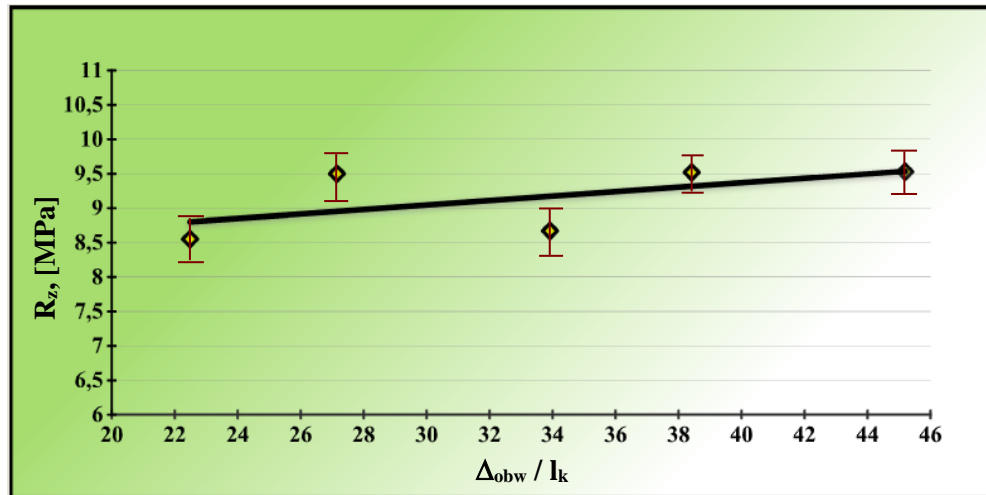
Gdyby z analizy wyeliminowano wyniki pomiarów obarczone dużym błędem, to znaczy odrzucić wartości, dla których odchylenia standardowe są większe niż 0,7, to uzyskano by rozkład wyników przedstawiony na rys. 7.1b. Dzięki eliminacji tych wartości zauważono, że wyniki przyjęłyby wyraźną tendencję rosnącą.

Na rys. 7.2 zobrazowano graficznie wpływ stopnia porządkowania w kierunku obwodowym na wartość naprężeń zrywających. Analizując wykres przedstawiony na rys. 7.2a zauważono brak wpływu stopnia porządkowania na wytrzymałość. Jednak wykresy 7.2b i 7.2c wykazują różnicę w tendencji rozkładu. W przypadku szczeliny $s = 0,3mm$ (rys. 7.2b) zauważono, że wraz ze wzrostem wartości Δ_{obw}/l_k wartość naprężeń zrywających ma tendencję rosnącą, natomiast w przypadku szczeliny $s = 3mm$ (rys. 7.2c), wraz ze wzrostem wartości Δ_{obw}/l_k wartość naprężeń zrywających ma tendencję malejącą. Zróżnicowanie charakteru linii trendu może wynikać z wpływu naprężeń ścinających. Wynika to z tego, że na stopień porządkowania wpływ może mieć nie tylko wartość wydłużenia względnego łańcuchów polimerowych (stopień porządkowania), ale również warunki, w których jest realizowany proces wytłaczania, a więc naprężenia ścinające, które różnią się znacznie dla szczeliny $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$.

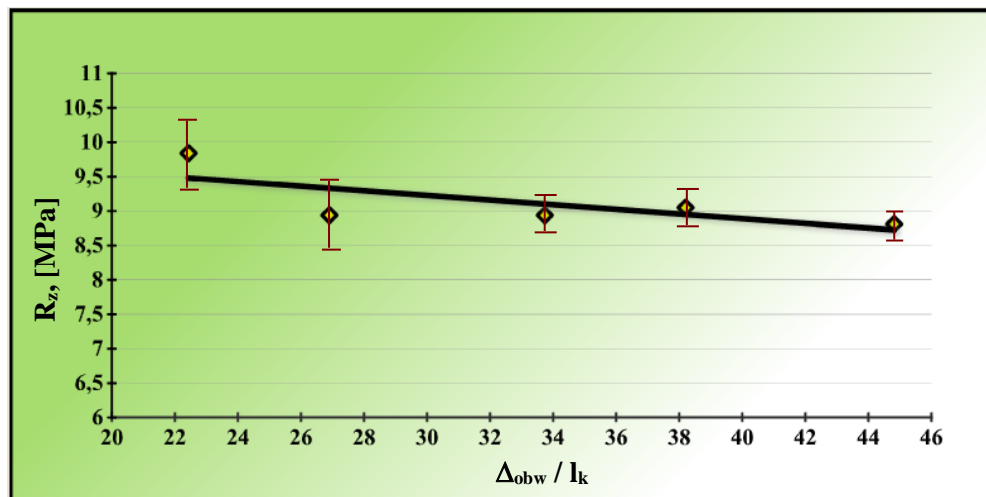
a)



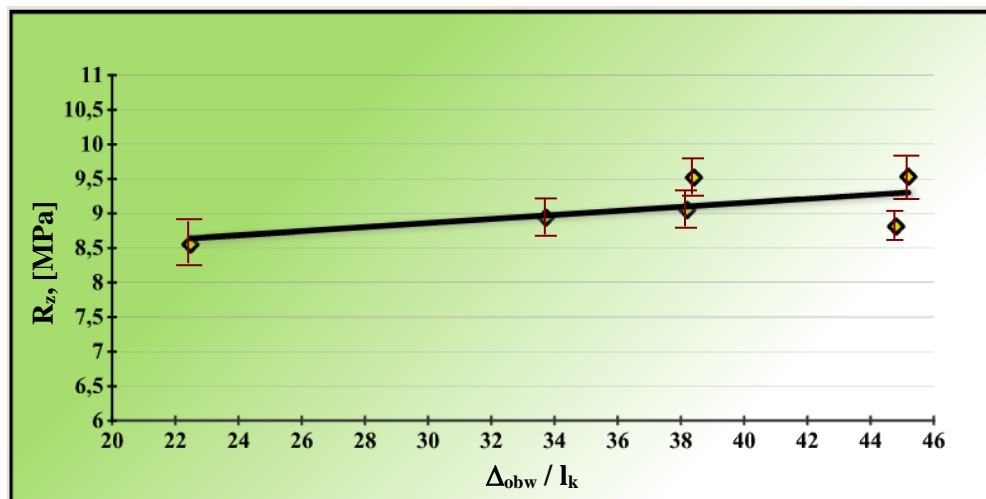
b)



c)



d)

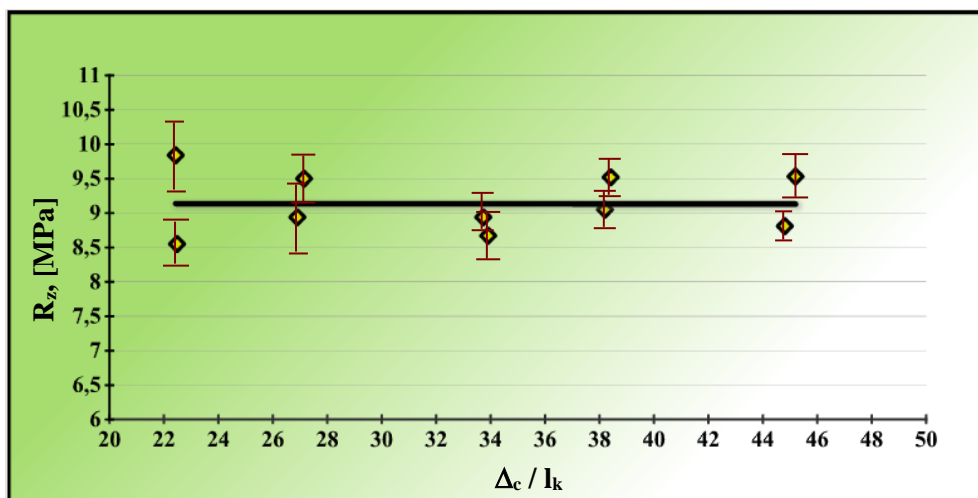


Rys. 7.2. Zależność naprężeń zrywających od wydłużenia względnego w kierunku obwodowym Δ_{obw} / l_k ; a) łącznie dla szczelin: $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$, b) dla szczeliny $s = 0,3mm$, c) dla szczeliny $s = 3mm$, d) dla szczelin: $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$ po eliminacji wyników o dużej wartości odchylenia standardowego

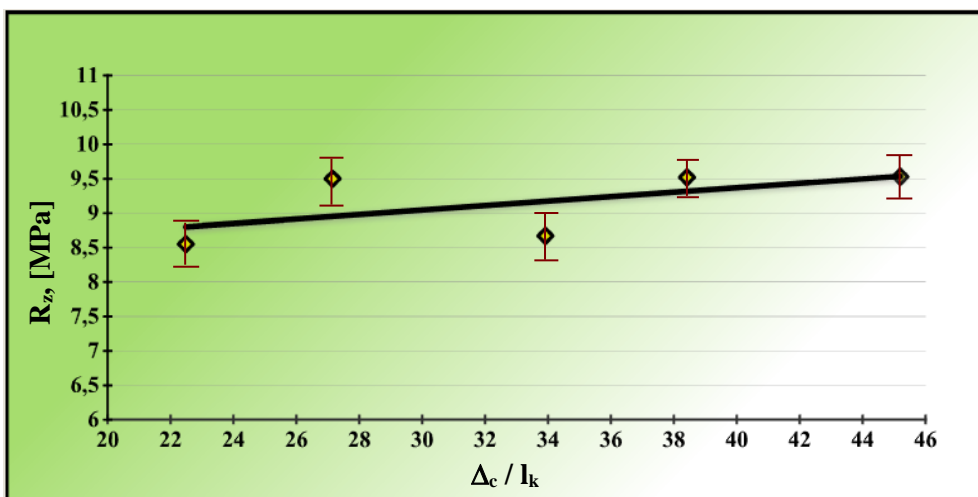
Podobnie jak w przypadku wykresu dotyczącego porządkowania w kierunku promieniowym, gdyby dokonano wyeliminowania punktów o dużej wartości odchylenia standardowego uzyskano by wyraźną tendencję rosnącą (rys. 7.2d).

W przypadku analizy wpływu względnego wydłużenia całkowitego Δ_c / l_k przedstawionego na rysunkach 7.3 zauważono taki sam charakter wpływu jak dla wydłużenia obwodowego. Wynika to z tego, że na wartość wydłużenia całkowitego wpływ ma przede wszystkim składowa wydłużenia obwodowego.

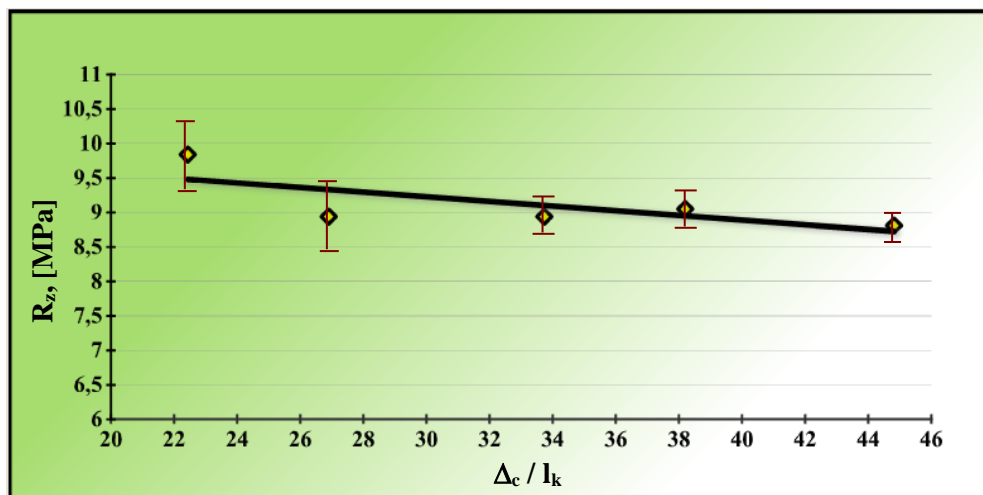
a)



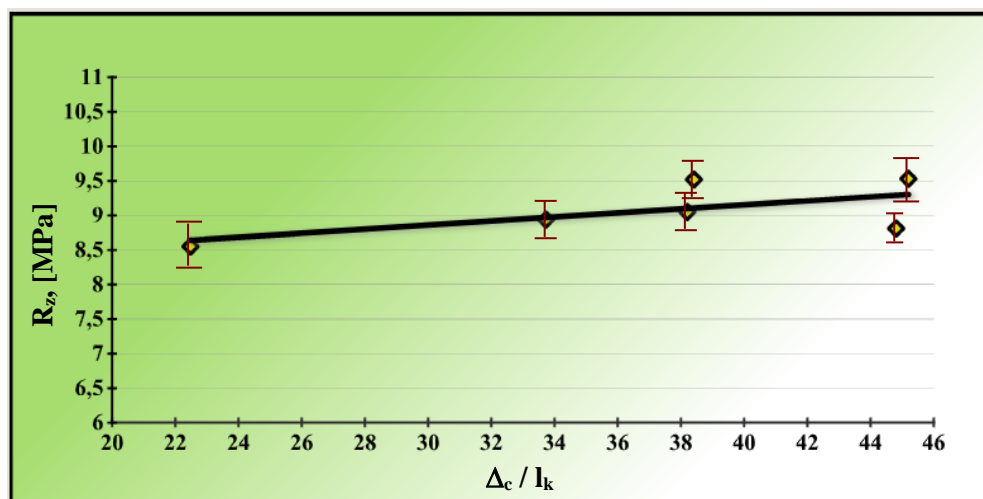
b)



c)



d)



Rys. 7.3. Zależność naprężeń zrywających od wydłużenia względnego całkowitego Δ_c / l_k ; a) łącznie dla szczelin: $s = 0,3\text{mm}$ i $s = 3\text{mm}$, b) dla szczeliny $s = 0,3\text{mm}$, c) dla szczeliny $s = 3\text{mm}$, d) dla szczelin: $s = 0,3\text{mm}$ i $s = 3\text{mm}$ po eliminacji wyników o dużej wartości odchylenia standardowego

Analizując przedstawione na wykresie 7.3a wyniki zauważono, że rozpatrując je globalnie, podobnie jak w przypadku rys. 7.1a i 7.2a nie wykazują wpływu na wytrzymałość. Gdyby z wyników badań wyeliminowano punkty posiadające dużą wartość odchylenia standardowego, wartości przyjęłyby wyraźną tendencję rosnącą przedstawioną na rys. 7.3d.

W tabeli 7.3 przedstawiono wyniki wartości wydłużenia względnego otrzymanego z prób przy statycznym rozciąganiu ε_z i ich parametrów rozrzutu statystycznego (program Statistica 6.0).

Tabela 7.3. Zestawienie wartości wydłużenia względnego ε_z i parametrów rozrzutu statystycznego

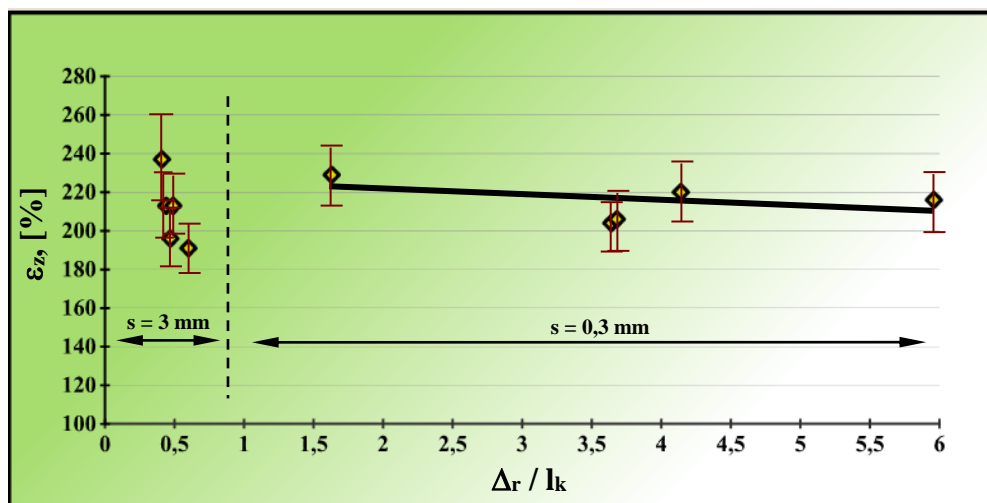
L.P	OZNACZENIE PRÓBEK	ε_z [%]	ODCHYLENIE STANDARDOWE	MINIMUM	MAKSIMUM
1	2	3	4	5	6
1.	W_T 0,3/0,06	229	24,28	200	277
2.	W_T 0,3/0,08	204	20,96	169	238
3.	W_T 0,3/0,1	206	26,35	169	238
4.	W_T 0,3/0,12	220	25,76	185	262
5.	W_T 0,3/0,13	216	27,04	162	238
6.	W_T 3/0,06	237	36,15	177	277
7.	W_T 3/0,08	213	31,45	169	265
8.	W_T 3/0,1	196	28,44	146	262
9.	W_T 3/0,12	213	28,80	154	246
10.	W_T 3/0,13	191	19,59	162	223

Wyniki uzyskane z oznaczenia wartości wydłużenia względnego przy statycznym rozciąganiu ε_z zestawione wraz z wartościami wydłużeń łańcuchów polimerowych (stopień porządkowania polimeru) w kierunku promieniowym Δ_r , obwodowym Δ_{obw} , całkowity stopień porządkowania Δ_c przedstawia tabela 7.4 i zobrazowane zostały na rys. 7.4 ÷ 7.6, na których naniesiono punktowo wartości średnie i wartości odchyłeń standardowych oraz linie trendu.

Tabela 7.4. Zestawienie wartości wydłużeń względnych przy statycznym rozciąganiu ε_z i wartości stopnia porządkowania polimeru

L.P	Oznaczenie próbek	ε_z [%]	Δ_r / l_k	Δ_r / l_c	Δ_{obw} / l_k	Δ_{obw} / l_c	Δ_c / l_k	Δ_c / l_c
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1.	W_T 0,3/0,06	229	1,63	0,0257	22,48	0,355	22,5	0,0058
2.	W_T 0,3/0,08	204	3,64	0,0575	27,15	0,428	27,4	0,0070
3.	W_T 0,3/0,1	206	3,68	0,0581	33,91	0,535	34,1	0,0087
4.	W_T 0,3/0,12	220	4,14	0,0653	38,41	0,606	38,6	0,0099
5.	W_T 0,3/0,13	216	5,96	0,0941	45,20	0,713	45,6	0,0117
6.	W_T 3/0,06	237	0,41	0,0065	22,43	0,354	22,4	0,0057
7.	W_T 3/0,08	213	0,44	0,0070	26,90	0,424	26,9	0,0069
8.	W_T 3/0,1	196	0,47	0,0074	33,73	0,532	33,7	0,0086
9.	W_T 3/0,12	213	0,49	0,0078	38,20	0,603	38,2	0,0098
10.	W_T 3/0,13	191	0,60	0,0095	44,81	0,707	44,8	0,0115

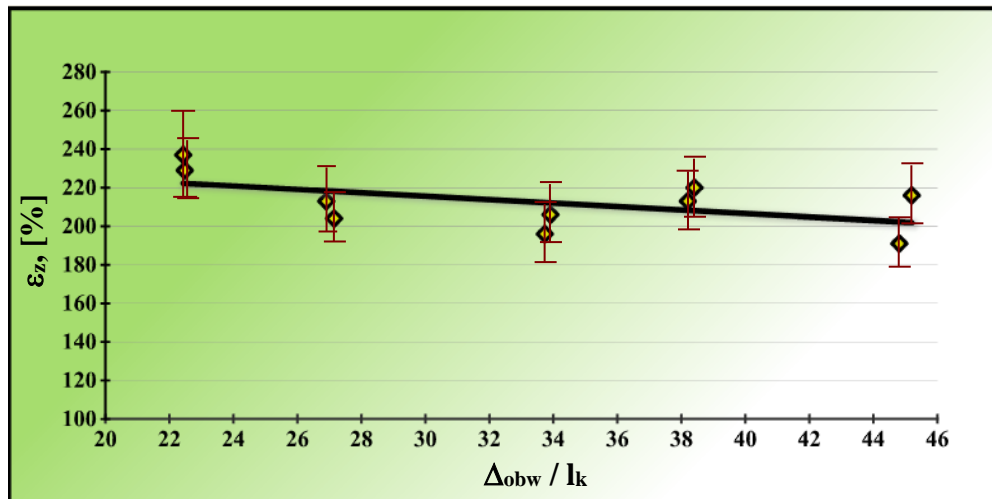
Analizując wykres 7.4 zauważono, że wraz ze wzrostem wartości stopnia porządkowania w kierunku promieniowym Δ_r / l_k dla szczeliny $s = 0,3\text{mm}$ wydłużenie względne przy zerwaniu ma tendencję malejącą. Natomiast w przypadku szczeliny $s = 3\text{mm}$ zauważono niewielkie zróżnicowanie wydłużenia w kierunku promieniowym i tym samym brak wyraźnej tendencji.



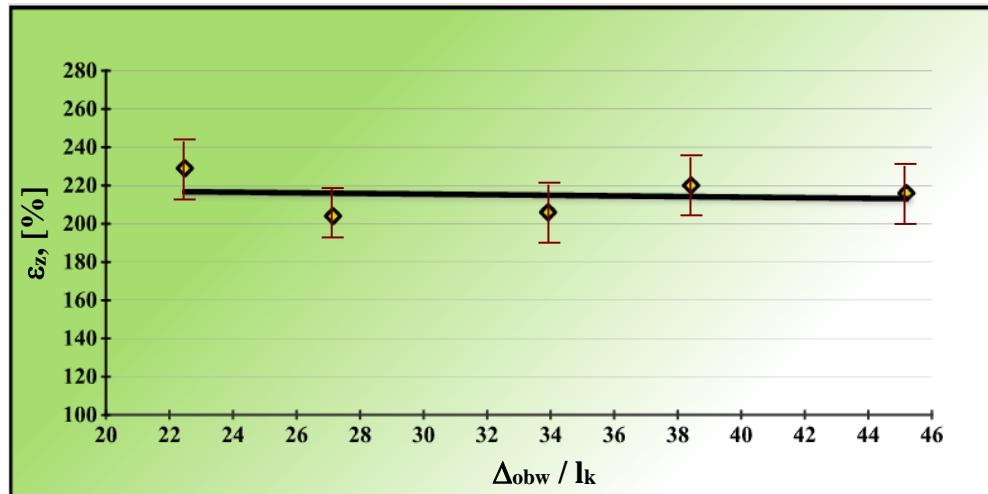
Rys. 7.4. Zależność wydłużenia względnego przy zerwaniu ϵ_z od wydłużenia względnego w kierunku promieniowym Δ_r / l_k

Na rys. 7.5 zobrazowano graficznie wpływ stopnia porządkowania w kierunku obwodowym na wartość wydłużenia względnego przy zerwaniu. Niezależnie od wartości szczeliny zauważono że wyższy stopień porządkowania łańcuchów polimerowych powoduje zmniejszenie wartości wydłużenia względnego przy zerwaniu.

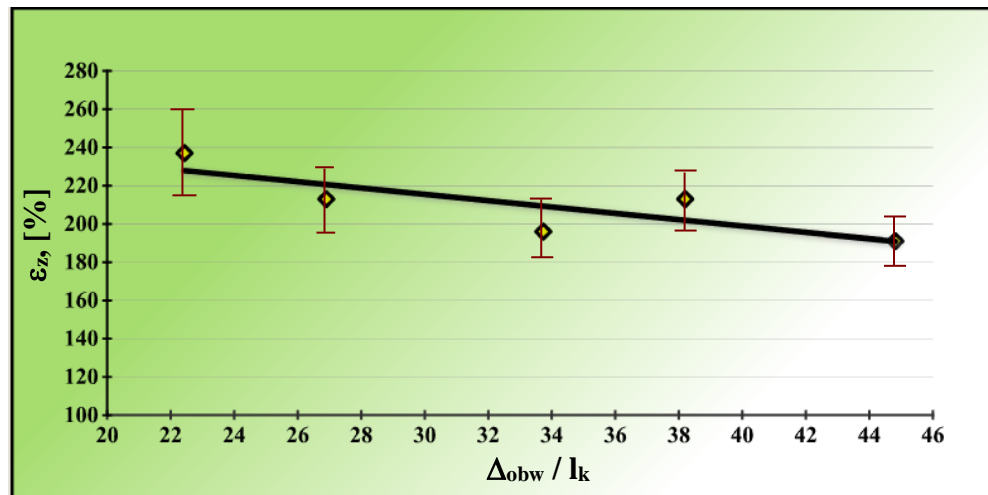
a)



b)



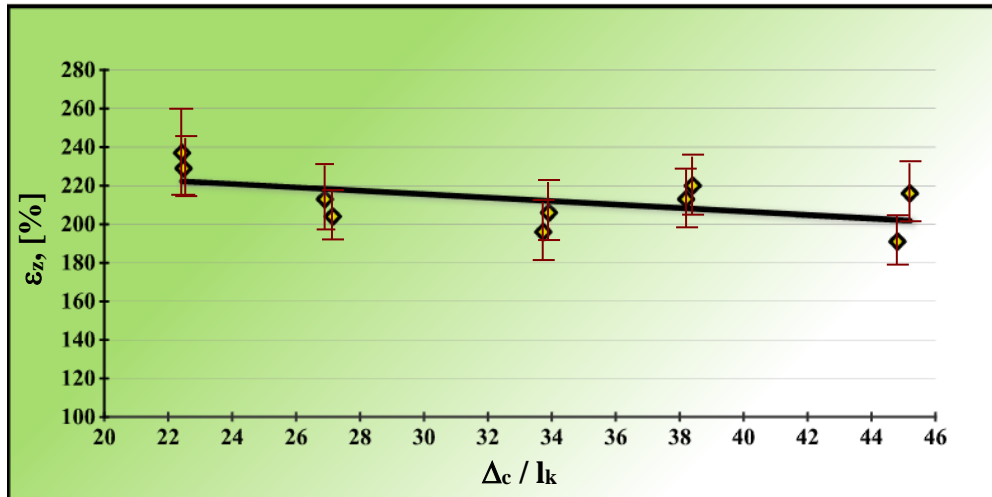
c)



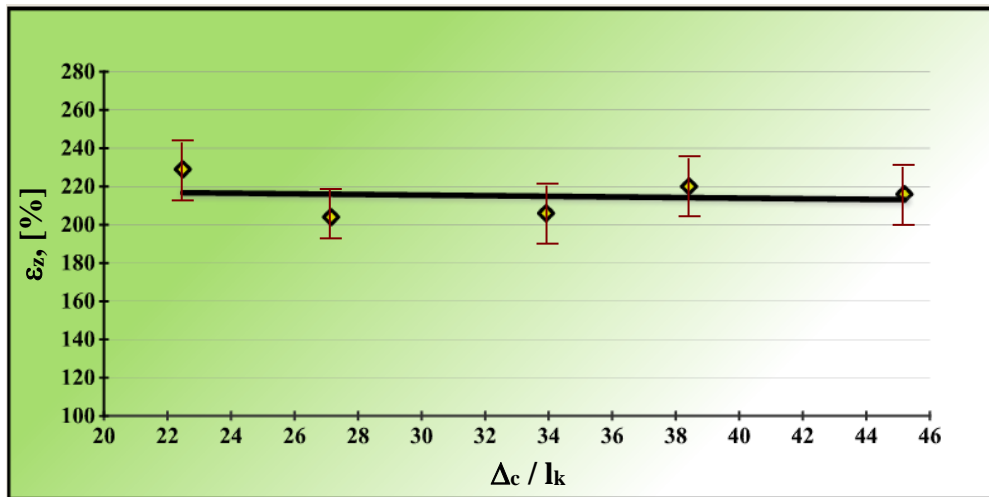
Rys. 7.5. Zależność wydłużenia względnego przy zerwaniu od stopnia porządkowania w kierunku obwodowym Δ_{obw} / l_k ; a) łącznie dla szczelin: $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$, b) dla szczeliny $s = 0,3mm$, c) dla szczeliny $s = 3mm$

Zależność względnego wydłużenia przy statycznym rozciąganiu od całkowitego stopnia porządkowania Δ_c / l_k przedstawiono na rysunku 7.6. Zauważono, że wytłaczanie przy szczelinie małej $s = 0,3mm$ (rys. 7.6b) daje wyniki stabilne, a przy szczelinie $s = 3mm$ (rys. 7.6c) występuje wyraźny trend zmniejszania wydłużenia względnego przy próbie zerwania.

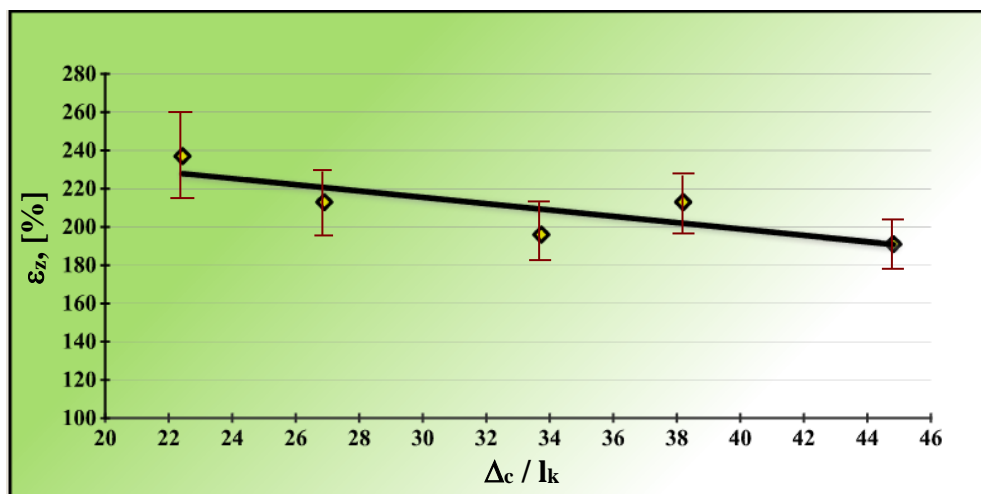
a)



b)



c)



Rys. 7.6. Zależność wydłużenia względnego przy zerwaniu od stopnia porządkowania całkowitego Δ_c / l_k ; a) łącznie dla szczelin: $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$, b) dla szczeliny $s = 0,3mm$, c) dla szczelina $s = 3mm$

Przeprowadzając analizę wykresów (rys. 7.4 – 7.6) zauważono, że niezależnie od wartości szczeliny wydłużenie względne maleje gdy stopień porządkowanie rośnie.

Naturalny charakter zależności naprężeń zrywających i wydłużenia przy zerwaniu dla materiałów jest taki, że wraz ze wzrostem wytrzymałości materiał staje się mniej elastyczny (maleje wydłużenie przy zerwaniu). Korzystne byłoby uzyskanie materiału o maksymalnej wartości R_z (duża wytrzymałość) i ε_z (duża elastyczność). Takimi cechami charakteryzują się próbki uzyskane przy szczelinie $s = 3mm$, prędkości obwodowej $w_o = 0,06m/s$ (próbki W_T 3/0,06) i niskim stopniu porządkowania wynoszącym $\Delta_{obw} / l_k = 22,43$. Dzięki takim warunkom procesowym i przetwarzania uzyskany materiał charakteryzuje się najwyższą wartością wytrzymałości na rozciąganie ($R_z = 9,84MPa$) i najwyższą wartością wydłużenia względnego przy zerwaniu ($\varepsilon_z = 237\%$). Podobnie korzystnymi cechami charakteryzują się próbki uzyskane przy szczelinie $s = 0,3mm$, prędkości obwodowej $w_o = 0,13m/s$ (próbka W_T 0,3/0,13) i dużym stopniu porządkowania całkowitego $\Delta_c / l_k = 45,6$. Materiał ten charakteryzuje się wysoką wytrzymałością na rozciąganie ($R_z = 9,53MPa$) i wysoką wartością wydłużenia względnego przy zerwaniu wynoszącą $\varepsilon_z = 216\%$.

Analizując wyniki zauważono wśród nich również próbki, które wykazywały naturalny charakter zależności: najmniejsza wartość naprężeń zrywających ($R_z = 8,55MPa$) i wysoka wartość wydłużenia względnego przy zerwaniu ($\varepsilon_z = 229\%$).

Próbki te uzyskano przy szczelinie $s = 0,3mm$, prędkości obwodowej $w_o = 0,06m/s$ (próbka $W_T 0,3/0,06$) i minimalną wartością porządkowania w kierunku obwodowym ($\Delta_{obw}/l_k = 22,41$). Dalsza analiza wyników wykazała, że występują także próbki o niekorzystnych właściwościach. Próbki te uzyskano przy dużej szczelinie wynoszącej $s = 3mm$, prędkości obwodowej $w_o = 0,1m/s$ i przy wysokim stopniu porządkowania w kierunku obwodowym wynoszącym $\Delta_{obw}/l_k = 33,73$ (próbka $W_T 3/0,1$). Materiał ten wykazywał niską wartość wytrzymałości na rozciąganie ($R_z = 8,94MPa$) i niską wartość wydłużenia przy zerwaniu ($\varepsilon_z = 196\%$).

Próbki $W_T 0,3/0,06$, $W_T 0,3/0,13$, $W_T 3/0,1$, $W_T 3/0,06$, wyselekcjonowane w trakcie analizy, poddano badaniu mikrostruktury, w celu potwierdzenia i wyjaśnienia uzyskanych wyników.

W tabeli 7.5 przedstawiono wyniki wartości udarności z karbem a_k i ich parametrów rozrzutu statystycznego (program Statistica 6.0).

Tabela 7.5. Zestawienie wartości udarności z karbem a_k i parametrów rozrzutu statystycznego

L.P	OZNACZENIE PRÓBEK	$a_k \left[\frac{kJ}{m^2} \right]$	ODCHYLENIE STANDARDOWE	MINIMUM	MAKSIMUM
1	2	3	4	5	6
1.	$W_T 0,3/0,06$	292,5	71,8	220,00	397,69
2.	$W_T 0,3/0,08$	200,7	69,3	124,83	277,39
3.	$W_T 0,3/0,1$	145,4	21,3	122,37	174,76
4.	$W_T 0,3/0,12$	176,6	26,9	143,47	203,94
5.	$W_T 0,3/0,13$	215,5	34,1	183,55	285,52
6.	$W_T 3/0,06$	360,5	26,6	285,52	375,52
7.	$W_T 3/0,08$	414,5	69,2	367,53	599,23
8.	$W_T 3/0,1$	797,3	87,5	674,09	948,72
9.	$W_T 3/0,12$	751,6	97,0	632,23	907,56
10.	$W_T 3/0,13$	179,9	47,9	143,47	262,15

Wyniki uzyskane z oznaczenia wartości udarności a_k zestawione wraz ze stopniem porządkowania w kierunku promieniowym Δ_r , obwodowym Δ_{obw} , całkowitym Δ_c przedstawia tabela 7.6 i zobrazowano na rys. 7.7 ÷ 7.9, na których naniesiono punktowo wartości średnie i wartości odchyłeń standardowych oraz linie trendu.

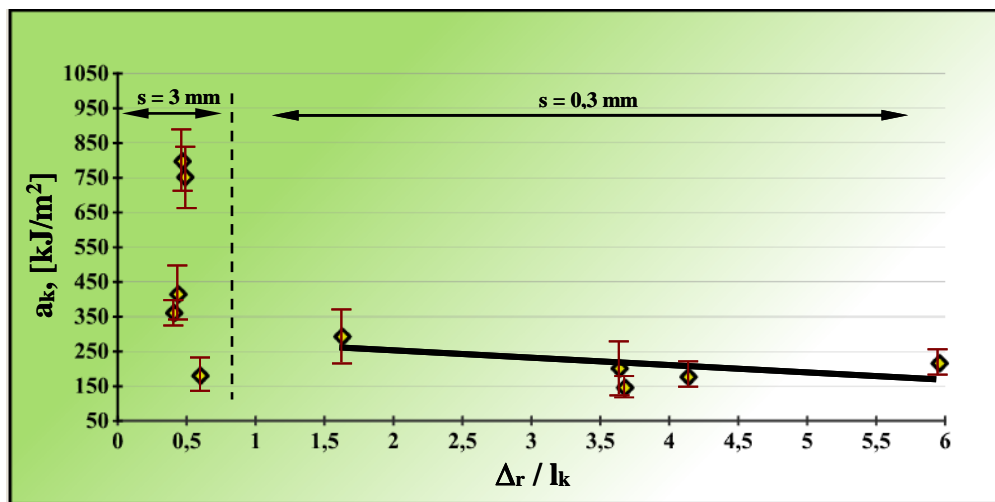
Tabela 7.6. Zestawienie wartości udarności z karbem a_k i wartości porządkowania struktury polimeru

L.P	Oznaczenie próbek	$a_k \left[\frac{kJ}{m^2} \right]$	Δ_r / I_k	Δ_r / I_c	Δ_{obw} / I_k	Δ_{obw} / I_c	Δ_c / I_k	Δ_c / I_c
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1.	W_T 0,3/0,06	292,5	1,63	0,0257	22,48	0,355	22,5	0,0058
2.	W_T 0,3/0,08	200,7	3,64	0,0575	27,15	0,428	27,4	0,0070
3.	W_T 0,3/0,1	145,4	3,68	0,0581	33,91	0,535	34,1	0,0087
4.	W_T 0,3/0,12	176,6	4,14	0,0653	38,41	0,606	38,6	0,0099
5.	W_T 0,3/0,13	215,5	5,96	0,0941	45,20	0,713	45,6	0,0117
6.	W_T 3/0,06	360,5	0,41	0,0065	22,43	0,354	22,4	0,0057
7.	W_T 3/0,08	414,5	0,44	0,0070	26,90	0,424	26,9	0,0069
8.	W_T 3/0,1	797,3	0,47	0,0074	33,73	0,532	33,7	0,0086
9.	W_T 3/0,12	751,6	0,49	0,0078	38,20	0,603	38,2	0,0098
10.	W_T 3/0,13	179,9	0,60	0,0095	44,81	0,707	44,8	0,0115

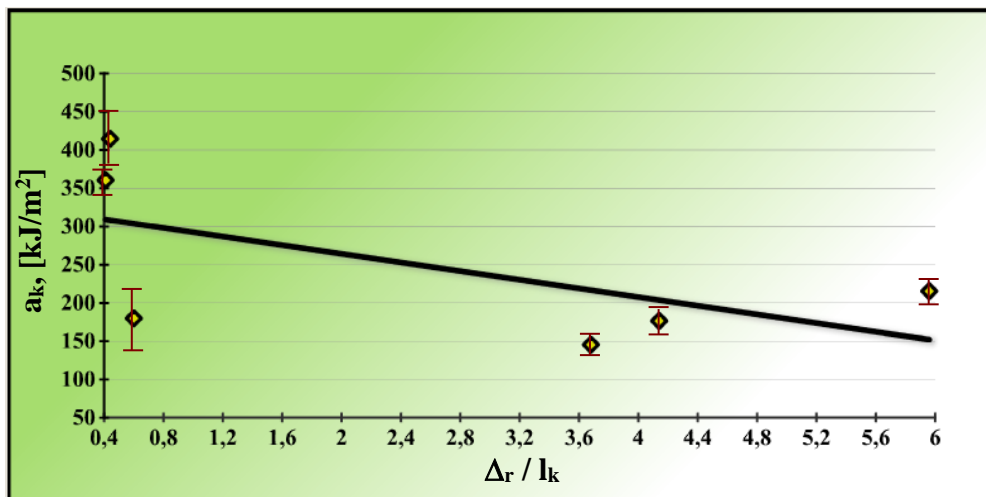
Analiza wykresu 7.7a wykazała, że dla szczeliny $s = 0,3\text{mm}$ wraz ze wzrostem wartości względnego porządkowania w kierunku promieniowym, wartość udarności ma tendencję malejącą. W przypadku szczeliny $s = 3\text{mm}$ analizowane wartości nie wykazywały istotnej tendencji.

Gdyby z analizy wyeliminowano wyniki pomiarów o odchyleniu standardowym większym niż 70, to uzyskano by rozkład wyników przedstawiony na rys. 7.7b. Po eliminacji tych wartości zauważono, że wyniki przyjęły by wyraźną tendencję spadku udarności dla dużych wartości Δ_r / l_k .

a)



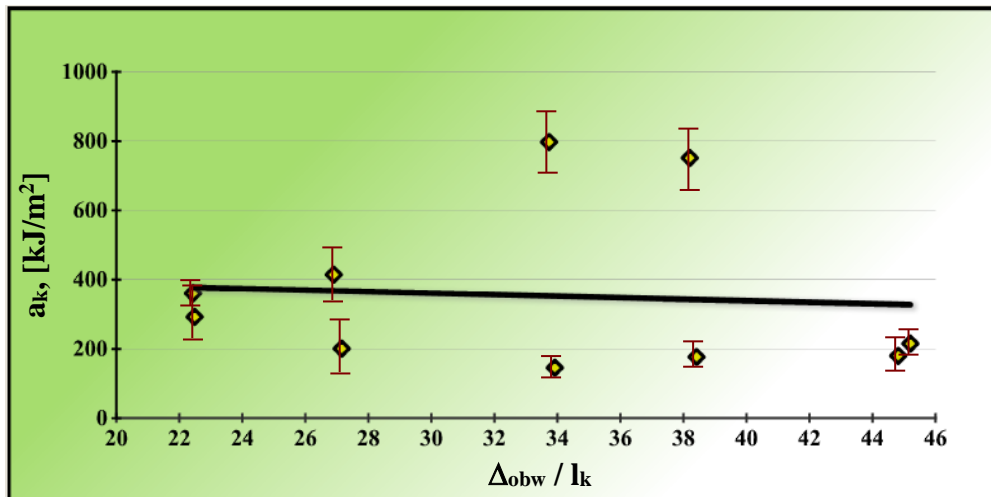
b)



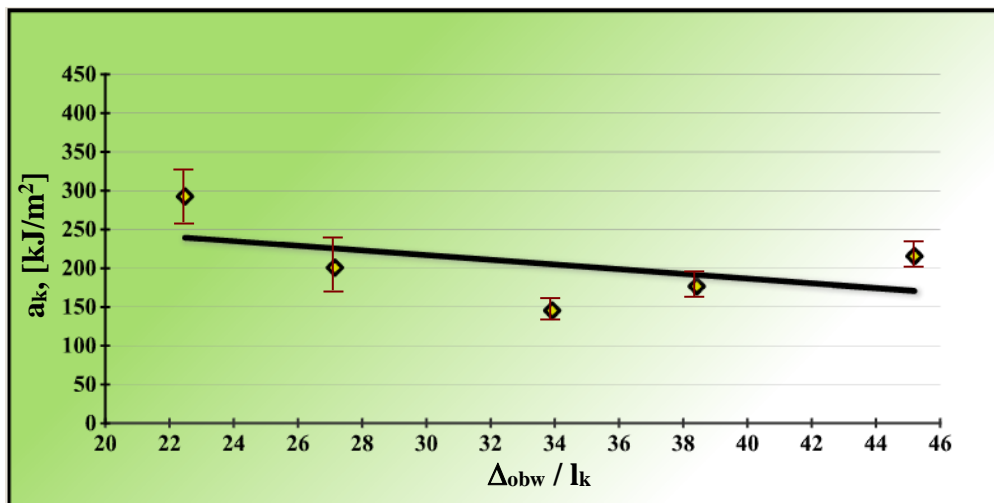
Rys. 7.7. Zależność udarności a_k od wydluzenia względnego w kierunku promieniowym Δ_r / l_k ; a) wszystkie dane, b) dla szczelin: $s = 0,3\text{mm}$ i $s = 3\text{mm}$ po eliminacji wyników o dużej wartości odchylenia standardowego

Na rys. 7.8 zobrazowano graficznie wpływ stopnia porządkowania w kierunku obwodowym na wartość udarności. Analizując wykres przedstawiony na rys. 7.8a widać, że udarność ma tendencję malejącą, przy wzroście stopnia porządkowania. Przy tym wpływ oddziaływania strefy tarczowej dla szczeliny $s = 0,3mm$ jest wyraźniejszy (rys. 7.8b) niż przy szczelinie $s = 3mm$ (rys. 7.8c).

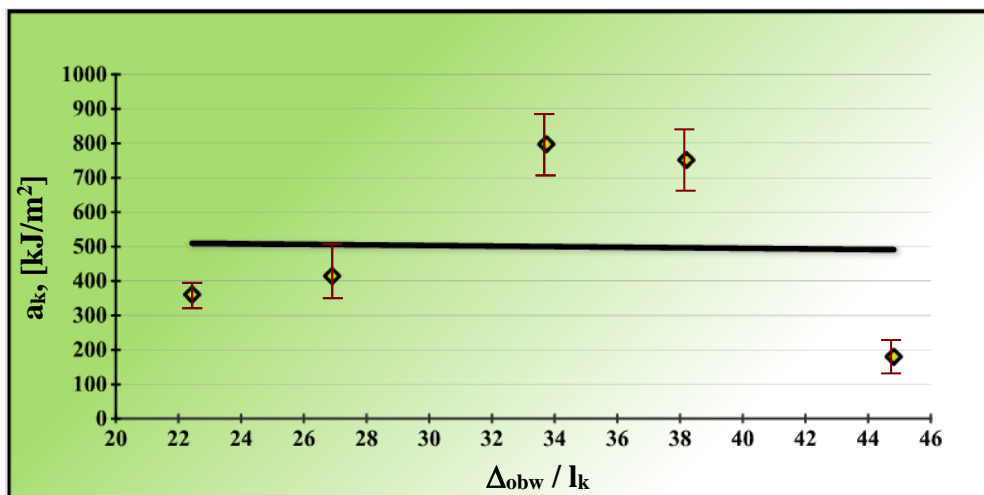
a)



b)



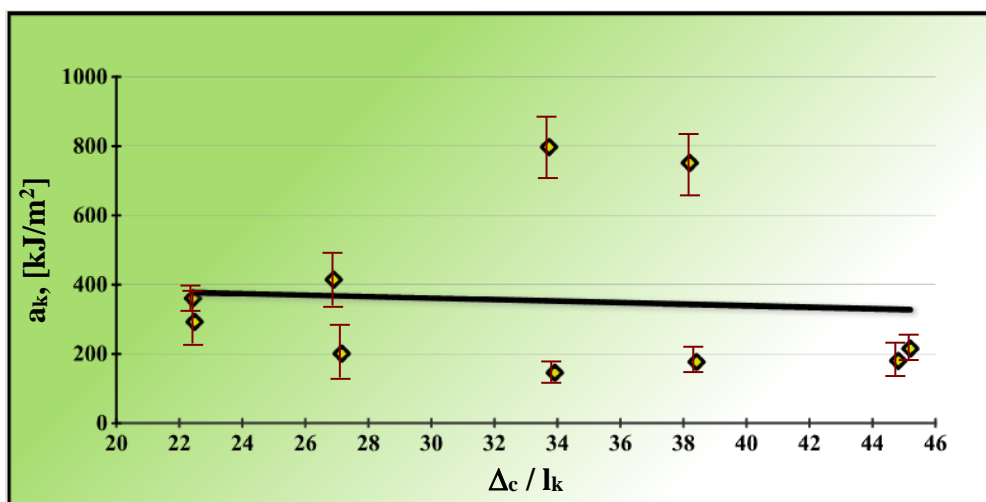
c)



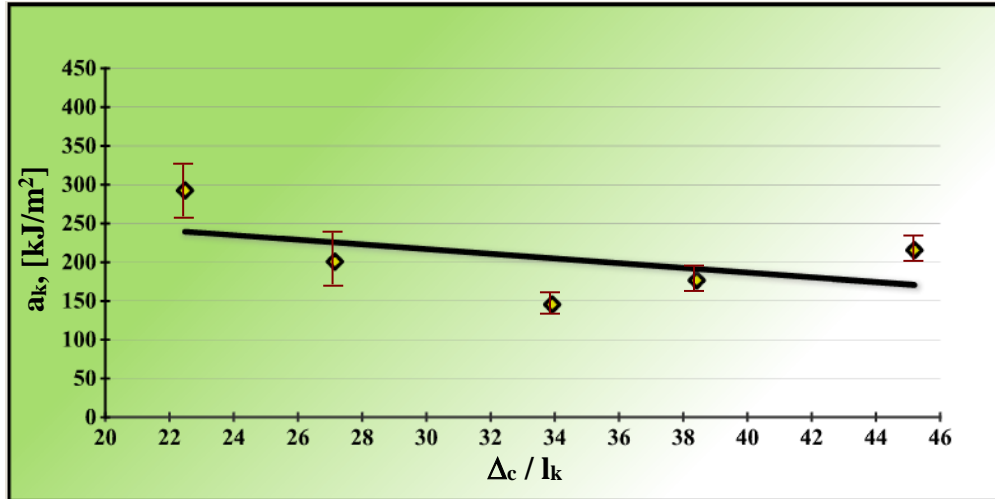
Rys. 7.8. Zależność udarności a_k od wydłużenia względnego w kierunku obwodowym Δ_{obw} / l_k ; a) łącznie dla szczelin $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$, b) dla szczeliny $s = 0,3mm$, c) dla szczeliny $s = 3mm$

W przypadku zależności wartości udarności od względnego wydłużenia całkowitego Δ_c / l_k przedstawionej na rysunek 7.9a stwierdzono, że charakter wpływu porządkowania jest taki sam jak w przypadku porządkowania w kierunku obwodowym.

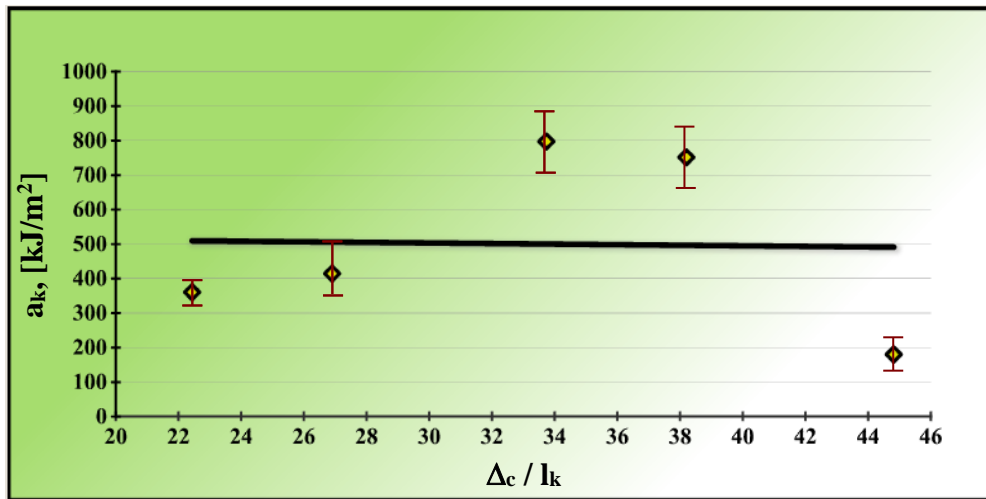
a)



b)



c)



Rys. 7.9. Zależność udarności a_k od wydłużenia względnego całkowitego Δ_c / l_k ; a) łącznie dla szczeliny: $s = 0,3\text{mm}$ i $s = 3\text{mm}$, b) dla szczeliny $s = 0,3\text{mm}$, c) dla szczeliny $s = 3\text{mm}$

Najbardziej wysokoudarowymi okazały się próbki (W_T 3/0,1) uzyskane przy dużej szczelinie ($s = 3\text{mm}$) i średnim stopniu porządkowania wynoszącym $\Delta_{obw} / l_k = 33,73$. Wartość udarności w tym przypadku wyniosła $a_k = 797,3\text{kJ} / \text{m}^2$. Podobną wysoką wartość ($a_k = 751,6\text{kJ} / \text{m}^2$) uzyskano w przypadku próbki uzyskanej przy szczelinie $s = 3\text{mm}$ (próbka W_T 3/0,12) i wysokim stopniu porządkowania ($\Delta_{obw} / l_k = 38,2$).

Najbardziej kruche okazały się próbki (W_T 0,3/0,1) wytłaczane przy szczelinie $s = 0,3\text{mm}$ i średnim stopniu porządkowania ($\Delta_{obw} / l_k = 33,91$). Próbki te charakteryzują się najmniejszą wartością udarności wynoszącą $a_k = 145,4\text{kJ} / \text{m}^2$.

Wyselekcjonowane w trakcie analiz próbki: W_T 0,3/0,1, W_T 3/0,1, W_T 3/0,12, poddano badaniom mikrostruktury, w celu potwierdzenia i wytłumaczenia uzyskanych wyników.

W tabeli 7.7 przedstawiono wyniki twardości i ich parametrów rozrzutu statystycznego (program Statistica 6.0).

Tabela 7.7. Zestawienie wartości twardości i parametrów rozrzutu statystycznego

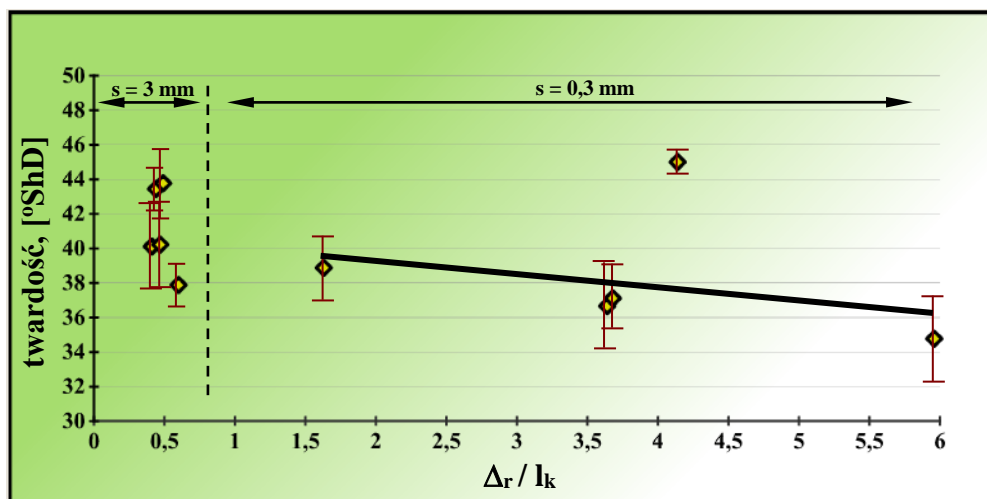
L.P	OZNACZENIE PRÓBEK	TWARDOŚĆ [^o ShD]	ODCHYLENIE STANDARDOWE	MINIMUM	MAKSIMUM
1	2	3	4	5	6
1.	W_T 0,3/0,06	38,88	5,77	30	45
2.	W_T 0,3/0,08	36,66	7,69	25	44
3.	W_T 0,3/0,1	37,11	5,32	27	44
4.	W_T 0,3/0,12	45,00	1,22	42	46
5.	W_T 0,3/0,13	34,77	6,62	25	43
6.	W_T 3/0,06	40,11	6,05	30	46
7.	W_T 3/0,08	43,44	2,87	39	47
8.	W_T 3/0,1	40,22	6,61	29	47
9.	W_T 3/0,12	43,77	3,99	36	50
10.	W_T 3/0,13	37,88	2,42	33	41

Wyniki uzyskane z oznaczenia twardości zestawione wraz ze stopniem porządkowania w kierunku promieniowym Δ_r , obwodowym Δ_{obw} , całkowitym Δ_c przedstawiono w tabeli 7.8 i zobrazowano na rys. 7.10 ÷ 7.12, na których naniesiono punktowo wartości średnie i wartości odchyłeń standardowych oraz linie trendu.

Tabela 7.8. Zestawienie wartości twardości i wartości stopnia porządkowania polimeru

L.P	Oznaczenie próbek	Twardość [$^{\circ}ShD$]	Δ_r / I_k	Δ_r / I_c	Δ_{obw} / I_k	Δ_{obw} / I_c	Δ_c / I_k	Δ_c / I_c
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1.	W_T 0,3/0,06	38,88	1,63	0,0257	22,48	0,355	22,5	0,0058
2.	W_T 0,3/0,08	36,66	3,64	0,0575	27,15	0,428	27,4	0,0070
3.	W_T 0,3/0,1	37,11	3,68	0,0581	33,91	0,535	34,1	0,0087
4.	W_T 0,3/0,12	45,00	4,14	0,0653	38,41	0,606	38,6	0,0099
5.	W_T 0,3/0,13	34,77	5,96	0,0941	45,2	0,713	45,6	0,0117
6.	W_T 3/0,06	40,11	0,41	0,0065	22,43	0,354	22,4	0,0057
7.	W_T 3/0,08	43,44	0,44	0,0070	26,9	0,424	26,9	0,0069
8.	W_T 3/0,1	40,22	0,47	0,0074	33,73	0,532	33,7	0,0086
9.	W_T 3/0,12	43,77	0,49	0,0078	38,2	0,603	38,2	0,0098
10.	W_T 3/0,13	37,88	0,60	0,0095	44,81	0,707	44,8	0,0115

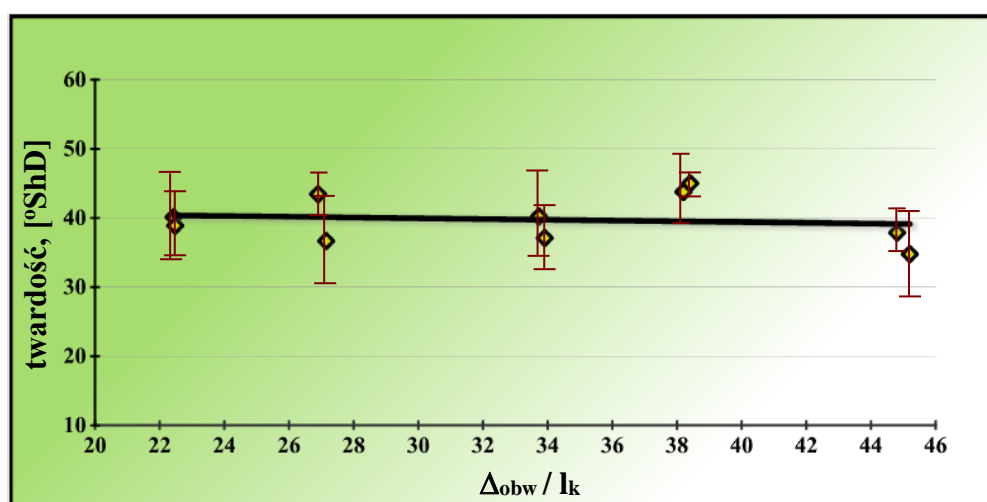
Analizując wykres 7.10 zauważono, że wartość twardości, w przypadku szczeliny o wartości $s = 0,3\text{mm}$ wykazuje tendencję spadkową wraz ze wzrostem stopnia porządkowania w kierunku promieniowym.



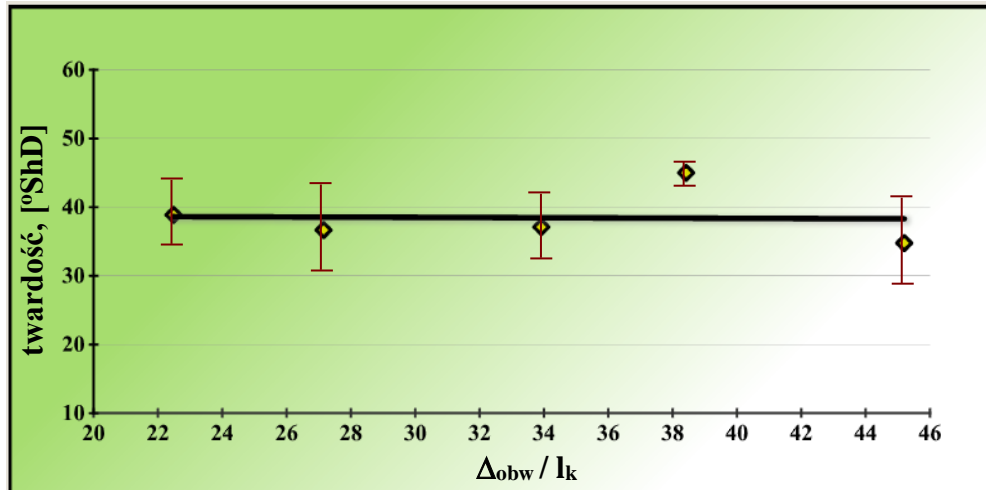
Rys. 7.10. Zależność twardości od wydluzenia względnego w kierunku promieniowym Δ_r / l_k

Stopień porządkowania łańcuchów polimerowych w kierunku obwodowym wpływa nieznacznie na wartość twardości (rys. 7.11).

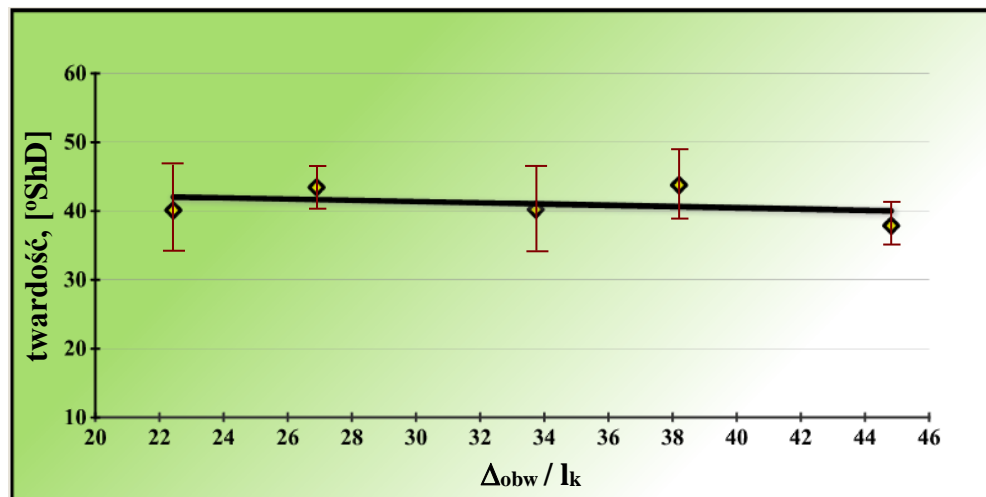
a)



b)



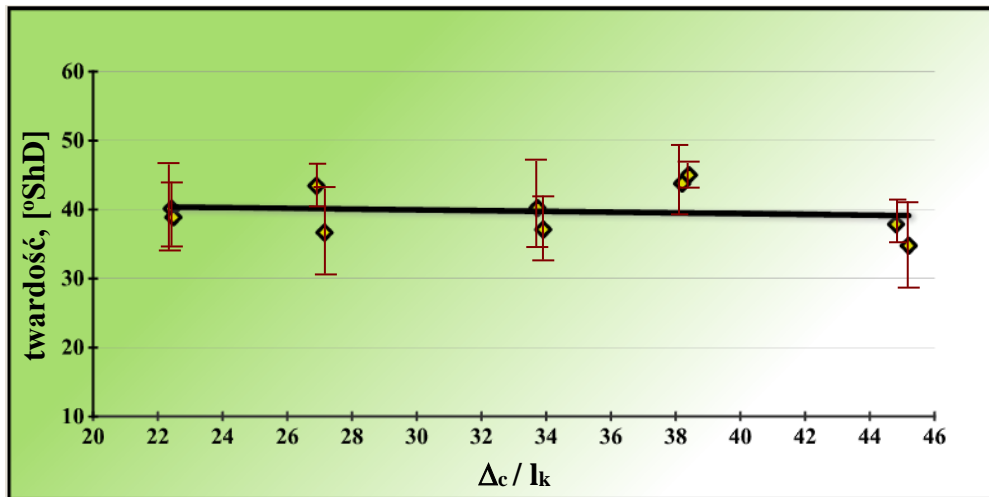
c)



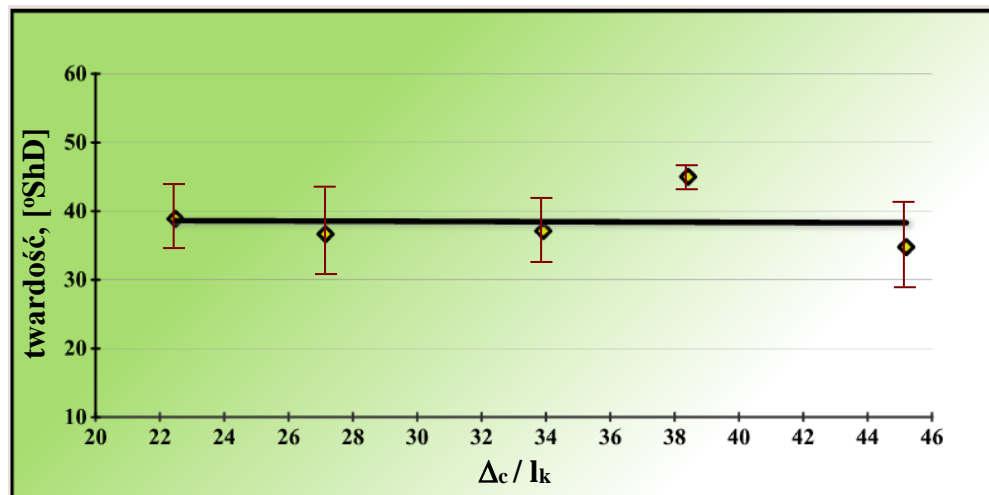
Rys. 7.11. Zależność twardości od wydłużenia względnego w kierunku obwodowym Δ_{obw} / l_k ; a) łącznie dla szczelin: $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$, b) dla szczeliny $s = 0,3mm$, c) dla szczeliny $s = 3mm$

W przypadku zależności twardości od względnego wydłużenia całkowitego Δ_c / l_k przedstawionej na rysunku 7.12 zauważono, że charakter zależności jest taki sam jak dla wydłużenia obwodowego.

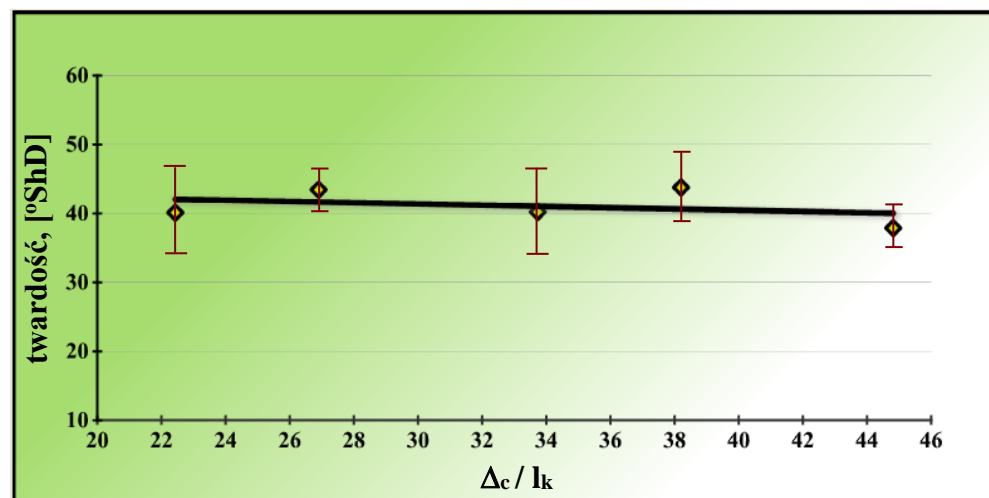
a)



b)



c)



Rys. 7.12. Zależność twardości od wydłużenia względnego całkowitego Δ_c / l_k ; a) łącznie dla szczelin: $s = 0,3\text{mm}$ i $s = 3\text{mm}$, b) dla szczeliny $s = 0,3\text{mm}$, c) dla szczeliny $s = 3\text{mm}$

Wysoką twardością ($43,77^\circ ShD$) charakteryzowały się próbki ($W_T 3/0,12$) wytłaczane przy dużej szczelinie i średnim stopniu porządkowania wynoszącym $\Delta_{obw}/l_k = 38,2$. Próbki ($W_T 3/0,13$) uzyskane przy szczelinie $s = 3mm$ i wysokim porządkowaniu w kierunku obwodowym ($\Delta_{obw}/l_k = 44,81$) charakteryzują się średnią wartością twardości, która wyniosła $37,88^\circ ShD$. Natomiast minimalną twardość ($34,77^\circ ShD$) uzyskały próbki ($W_T 0,3/0,13$), które mają najwyższy stopień porządkowania ($\Delta_{obw}/l_k = 45,2$).

Wyselekcjonowane w trakcie analiz próbki: $W_T 0,3/0,13$, $W_T 3/0,12$, $W_T 3/0,13$, poddano badaniom mikrostruktury.

Normalne (standardowe) właściwości tworzyw sztucznych mają przeciwstawne tendencje zmiany R_z i ε_z , a także twardości i udarności. Tworzywo o dużych naprężeniach zrywających R_z staje się mniej elastyczne (maleje ε_z), rośnie twardość i udarność, a przy małym R_z rośnie elastyczność ε_z . Podobnie dla dużej twardości spada udarność. Najbardziej korzystne są materiały, które mają dobre wszystkie cechy mechaniczne, to znaczy posiadające wysoką wytrzymałość, twardość, udarność oraz wysoką wartość wydłużenia względnego. Takimi wartościami charakteryzują się próbki $W_T 3/0,06$ (niska wartość stopnia porządkowania $\Delta_c/l_k = 22,4$) i $W_T 3/0,12$ (średnia wartość stopnia porządkowania $\Delta_c/l_k = 38,2$).

Spośród analizowanych próbek na uwagę zasługują również te, które mają większość dobrych cech wytrzymałościowych (wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie względne przy zerwaniu, udarność). Zaliczono do nich próbki oznaczone $W_T 0,3/0,06$ (niska wartość porządkowania $\Delta_c/l_k = 22,5$), $W_T 0,3/0,13$ (maksymalna wartość porządkowania $\Delta_c/l_k = 45,6$).

Podczas analizy wyselekcjonowano także próbki, których wartości wszystkich cech wytrzymałościowych są niskie. Są to próbki $W_T 0,3/0,1$ (średnia wartość porządkowania $\Delta_c/l_k = 34,1$), $W_T 3/0,13$ (wysoka wartość porządkowania $\Delta_c/l_k = 44,8$).

Próbki W_T 0,3/0,08 (niska wartość porządkowania $\Delta_{obw}/l_k = 27,15$), W_T 3/0,1 (średnia wartość porządkowania $\Delta_{obw}/l_k = 33,73$) charakteryzowały się normalnymi właściwościami. W przypadku próbki W_T 0,3/0,08 mamy doczynienia z maksymalną wartością naprężeń zrywających ($R_z = 9,50MPa$), niska wartość wydłużenia względnego przy zerwaniu $\varepsilon_z = 204\%$, średnia wartość udarności ($a_k = 200,7kJ/m^2$) i średnia wartość twardości ($36,66^\circ ShD$). Natomiast próbki W_T 3/0,1 charakteryzowały się średnią wartością naprężeń zrywających ($R_z = 8,94MPa$), niską wartością wydłużenia względnego przy zerwaniu $\varepsilon_z = 204\%$, maksymalną wartością udarności ($a_k = 797,3kJ/m^2$) i wysoką wartością twardości ($40,22^\circ ShD$).

Na właściwości wytłoczyny wpływ może mieć nie tylko wielkość wydłużenia łańcuchów polimerowych (stopień porządkowania), ale również naprężenia ścinające $\tau[MPa]$. Powodem zróżnicowania oddziaływania szczeliny jest fakt, że mała wartość szczeliny powoduje występowanie dużego naprężenia ścinającego τ , natomiast duża wartość szczeliny powoduje małe naprężenia ścinające. Wysokie naprężenia ścinające mogą intensyfikować rzeczywisty stopień porządkowania łańcuchów polimerowych, ale również powodować wystąpienie zjawiska degradacji mechanicznej.

W przypadku wytłaczania przy małej szczelinie $s = 0,3mm$ uzyskuje się prędkości ścinania $\dot{\gamma}$ w przedziale od $450 \div 910s^{-1}$. W takim przypadku wyliczone naprężenia ścinające $\tau_{0,3}$ wynoszą od $0,185MPa$ do $0,227MPa$. Natomiast w przypadku wytłaczania przy dużej szczelinie $s = 3mm$ uzyskuje się prędkości ścinania $\dot{\gamma}$ w przedziale od $45 \div 91s^{-1}$ i w takim przypadku wyliczone naprężenia ścinające τ_3 wynoszą od $0,086MPa$ do $0,109MPa$. Jak można zauważyć występuje duże zróżnicowanie prędkości ścinania i naprężeń. Naprężenia ścinające w przypadku szczeliny wynoszącej $s = 3mm$ zbliżone są do naprężeń ścinających występujących w klasycznej wytłaczarce ślimakowej, natomiast dla szczeliny $s = 0,3mm$ są porównywalne z występującymi w wytłaczarce dwuślimakowej współbieżnej.

Do oznaczenia stopnia krystaliczności wyselekcjonowano próbki wytłaczane przy następujących parametrach: dla szczeliny $s = 0,3mm$ i czterech prędkości obwodowych $w_o[m/s] = 0,06; 0,08; 0,1; 0,13$ oraz dla szczeliny $s = 3mm$ i $w_o[m/s] = 0,06; 0,1; 0,12; 0,13$.

Z badań stopnia krystaliczności wyeliminowano próbki o następujących parametrach: szczelina $s = 0,3mm$ i $w_o = 0,12m/s$, a także szczelina $s = 3mm$ i $w_o = 0,08m/s$. Te próbki nie wykazywały się szczególnymi właściwościami mechanicznymi.

7.1.2. Badanie mikrostruktury

W rezultacie analizy wyników badań właściwości mechanicznych przeprowadzonych w rozdziale 7.1.1 wyselekcjonowano próbki do oznaczenia stopnia krystaliczności X_c [%].

STOPIEŃ KRYSTALICZNOŚCI

W tabeli 7.9 przedstawiono wyniki oznaczenia stopnia krystaliczności X_c i jego parametrów rozrzutu statystycznego (program Statistica 6.0). Badania wykonano według metodyki badań zawartej w punkcie 5.3.4 niniejszej pracy. Przy oznaczaniu stopnia krystaliczności wykonano po 3 próbki dla każdej z 8 kombinacji czynników zmiennych. Łącznie przebadano 24 próbki.

Tabela 7.9. Zestawienie wartości stopnia krystaliczności X_c i parametrów rozrzutu statystycznego

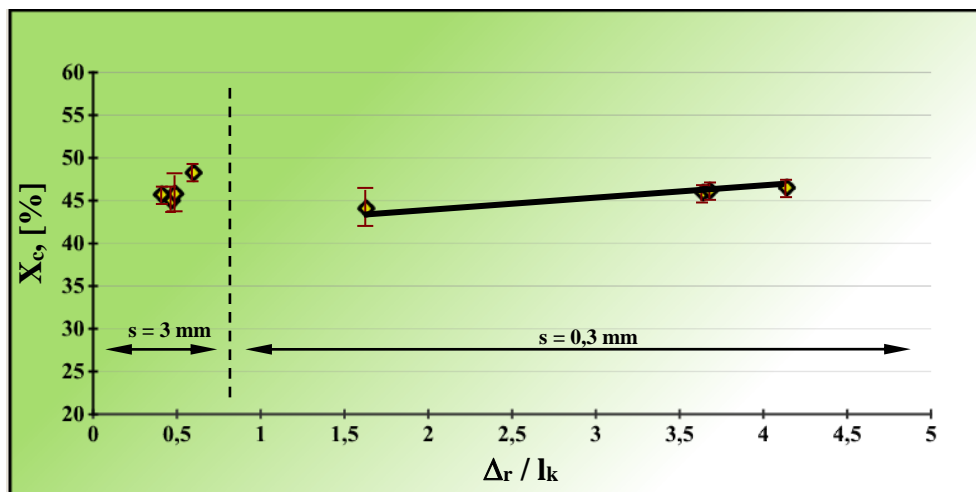
L.P	OZNACZENIE PRÓBEK	X_c [%]	ODCHYLENIE STANDARDOWE	MINIMUM	MAKSIMUM
1	2	3	4	5	6
1.	W_T 0,3/0,06	44,09	3,35	41,01	47,67
2.	W_T 0,3/0,08	45,94	2,00	43,67	47,43
3.	W_T 0,3/0,1	46,16	0,90	45,14	46,86
4.	W_T 0,3/0,13	46,53	2,32	43,92	48,39
5.	W_T 3/0,06	45,71	1,30	44,34	46,93
6.	W_T 3/0,1	45,02	2,80	41,82	47,00
7.	W_T 3/0,12	45,81	3,49	41,79	48,00
8.	W_T 3/0,13	48,28	0,59	47,70	48,88

Wyniki uzyskane z wyznaczenia stopnia krystaliczności X_c zestawione wraz ze stopniem porządkowania w kierunku promieniowym Δ_r , obwodowym Δ_{obw} , całkowitym Δ_c przedstawiono w tabeli 7.10 i zobrazowano na rys. 7.13 ÷ 7.15, na których naniesiono punktowo wartości średnie i wartości odchyłeń standardowych oraz linie trendu.

Tabela 7.10. Zestawienie wartości stopnia krystaliczności X_c i wartości stopnia porządkowania polimeru

L.P	Oznaczenie próbek	X_c [%]	Δ_r / l_k	Δ_r / l_c	Δ_{obw} / l_k	Δ_{obw} / l_c	Δ_c / l_k	Δ_c / l_c
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1.	WT 0,3/0,06	44,09	1,63	0,0257	22,48	0,355	22,5	0,0058
2.	WT 0,3/0,08	45,94	3,64	0,0575	27,15	0,428	27,4	0,0070
3.	WT 0,3/0,1	46,16	3,68	0,0581	33,91	0,535	34,1	0,0087
4.	WT 0,3/0,12	46,53	4,14	0,0653	38,41	0,606	38,6	0,0099
5.	WT 3/0,06	45,71	0,41	0,0065	22,43	0,354	22,4	0,0057
6.	WT 3/0,1	45,02	0,47	0,0074	33,73	0,532	33,7	0,0086
7.	WT 3/0,12	45,81	0,49	0,0078	38,2	0,603	38,2	0,0098
8.	WT 3/0,13	48,28	0,60	0,0095	44,81	0,707	44,8	0,0115

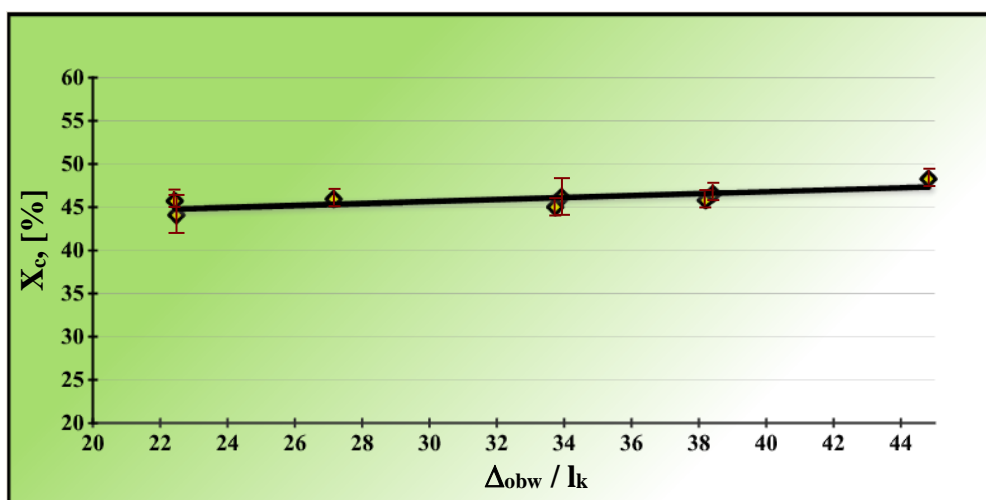
Analiza wykresu 7.13 zauważono, że wraz ze wzrostem wartości stopnia porządkowania w kierunku promieniowym Δ_r/l_k , w przypadku szczeliny o wartości $s = 0,3mm$ wartość stopnia krystaliczności ma tendencję rosnącą.



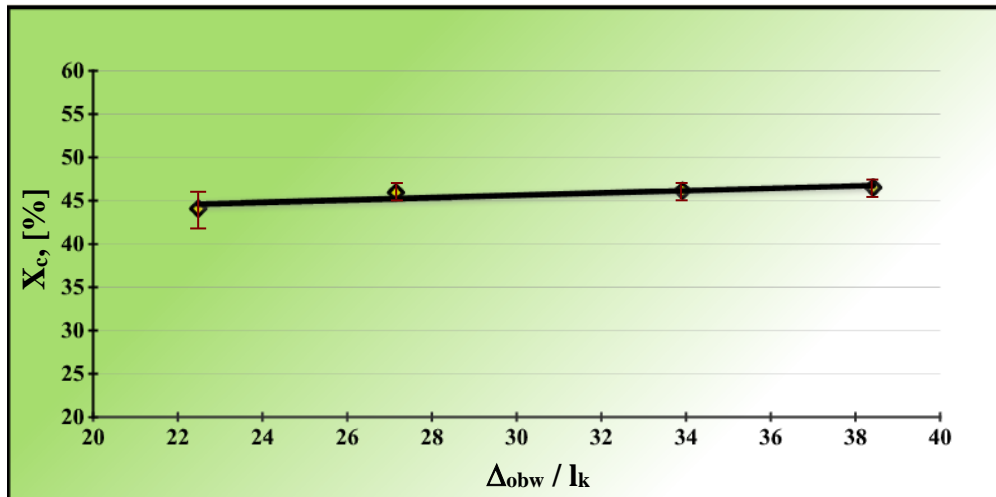
Rys. 7.13. Zależność stopnia krystaliczności X_c od wydluzenia względnego w kierunku promieniowym Δ_r/l_k

Na rys. 7.14 zobrazowano graficznie wpływ stopnia porządkowania w kierunku obwodowym na wartość stopnia krystaliczności. Zarówno w ujęciu globalnym ($s = 0,3mm$ i $s = 3mm$ - rys. 7.14a) jak i przy analizie niezależnego wpływu porządkowania dla różnych szczelin ($s = 0,3mm$ - rys. 7.14b i $s = 3mm$ - rys. 7.14c) zauważono, że w przypadku porządkowania w kierunku obwodowym Δ_{obw}/l_k wartość stopnia krystaliczności ma wyraźną tendencję rosnącą.

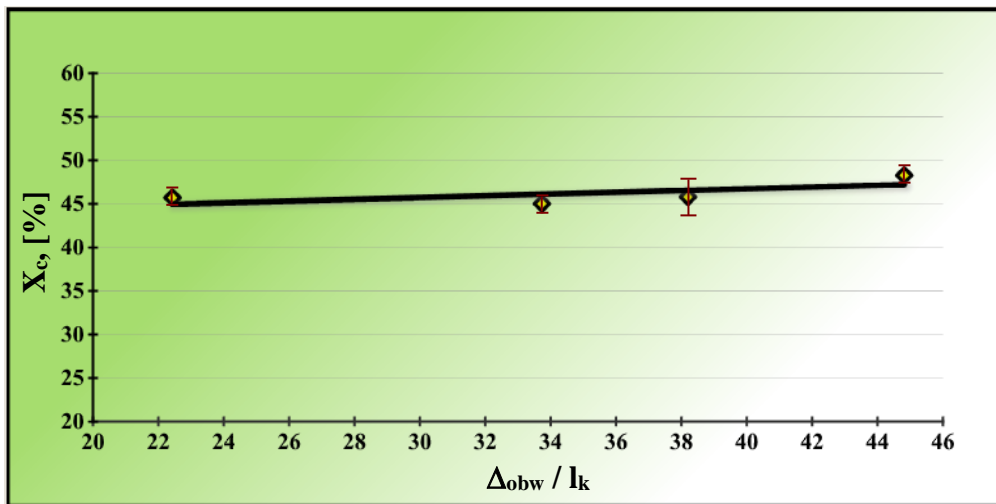
a)



b)



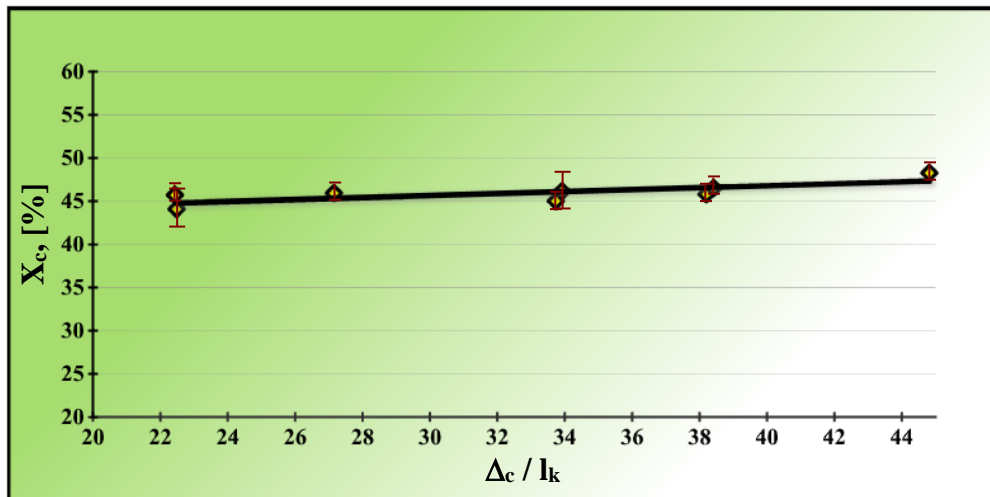
c)



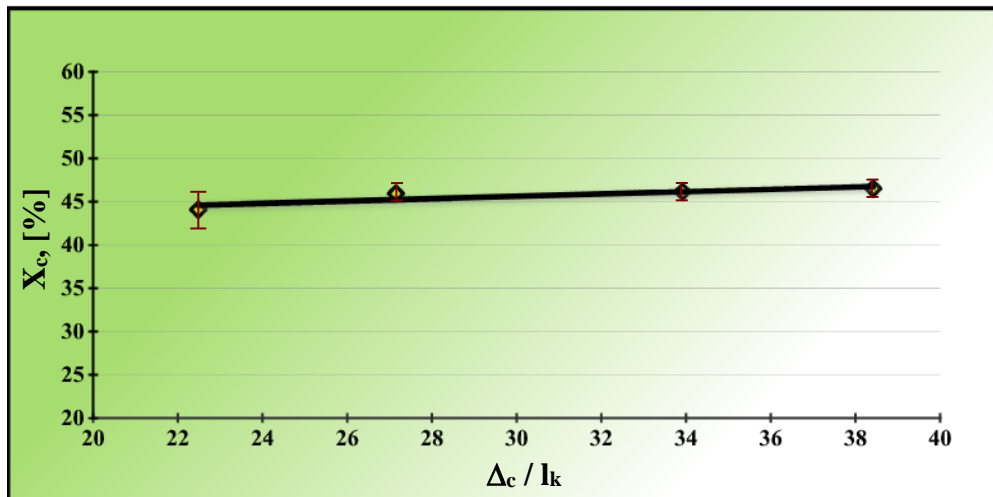
Rys. 7.14. Zależność stopnia krystaliczności X_c od wydłużenia względnego w kierunku obwodowym Δ_{obw} / l_k ; a) łącznie dla szczelin: $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$, b) dla szczeliny $s = 0,3mm$, c) dla szczeliny $s = 3mm$

W przypadku wpływu względnego wydłużenia całkowitego Δ_c / l_k (rys. 7.15) niezależnie od wartości szczeliny, zauważono, że uzyskane wartości stopnia krystaliczności przyjmuje tendencję rosnącą.

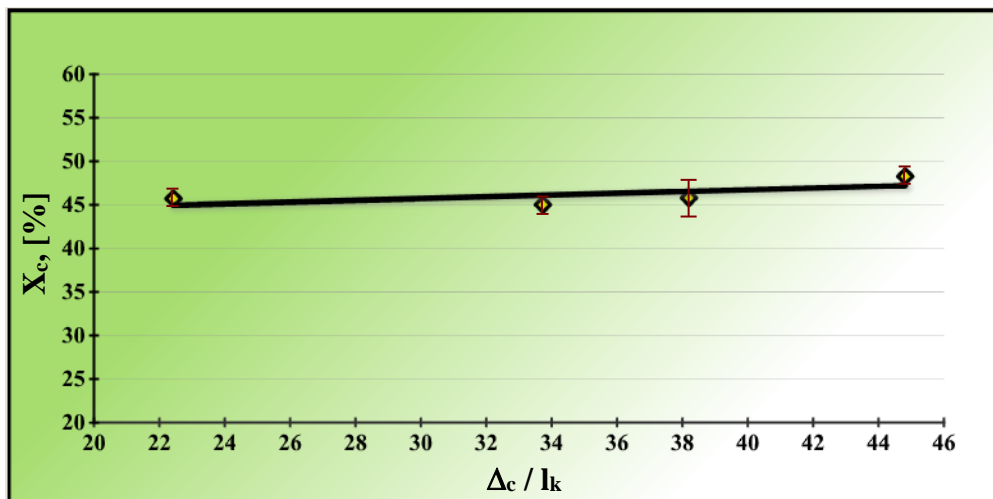
a)



b)



c)



Rys. 7.15. Zależność stopnia krystaliczności X_c od wydłużenia względnego w kierunku całkowitym Δ_c / l_k ; a) łącznie dla szczelin: $s = 0,3\text{mm}$ i $s = 3\text{mm}$, b) dla szczeliny $s = 0,3\text{mm}$, c) dla szczeliny $s = 3\text{mm}$

Z analizy cech wytrzymałościowych wybrano próbki (W_T 3/0,06 i W_T 3/0,12) charakteryzujące się dobrymi wszystkimi cechami mechanicznymi. Wartość stopnia krystaliczności w obu przypadkach jest wysoka i wynosi $X_c = 45,71\%$ i $X_c = 45,81\%$.

Próbki W_T 0,3/0,06 i W_T 0,3/0,13 zaliczono do grupy, które mają większość dobrych cech wytrzymałościowych. Pierwsza grupa próbek charakteryzuje się średnią wartością stopnia krystaliczności $X_c = 44,09\%$, natomiast druga grupy próbek posiada wysoką wartość stopnia krystaliczności równą $X_c = 46,53\%$.

W trakcie analizy wyselekcjonowano również próbki, których wartości wszystkich cech wytrzymałościowych są niskie. Są to próbki W_T 0,3/0,1 (wysoka wartość stopnia porządkowania $X_c = 46,16\%$), W_T 3/0,13 (najwyższa wartość stopnia krystaliczności $X_c = 48,28\%$).

Próbki W_T 0,3/0,08 (wysoka wartość stopnia porządkowania $X_c = 45,94\%$), W_T 3/0,1 (średnia wartość stopnia porządkowania $X_c = 45,02\%$) charakteryzowały się normalnymi właściwościami.

BADANIA SKANINGOWE

Ze względu na to, że obserwacje pod mikroskopem skaningowym są kosztowne i pracochłonne dokonano kolejnej selekcji próbek, które następnie poddano badaniom przy użyciu skaningowej mikroskopii elektronowej. Wyboru próbek dokonano po analizie wartości stopnia krystaliczności oraz uwzględniając wyniki uzyskane z oznaczenia cech mechanicznych i z przeprowadzonych symulacji komputerowych, w których określono stopień porządkowania w kierunku promieniowym, obwodowym i całkowitym.

Do badań skaningowych wybrano próbki o:

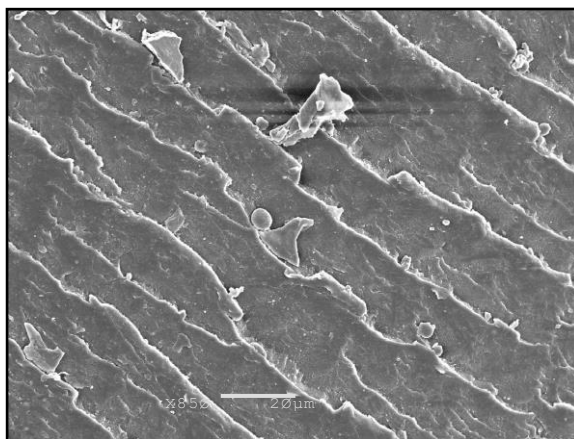
- dobrych wszystkich właściwościach (W_T 3/0,06) - wysoka wartość wytrzymałości na rozciąganie, wysoka wartość wydłużenia względnego przy zerwaniu, wysoka twardość i średnia wartością udarności,
- normalnych właściwościach (W_T 0,3/0,08) - wysoka wartość wytrzymałości na rozciąganie, niska wartość wydłużenia względnego przy zerwaniu, niska twardość i niska wartość udarności,

- niekorzystnych właściwościach ($W_T 0,3/0,1$) - niska wartość wytrzymałości na rozciąganie, niska wartość wydłużenia względnego przy zerwaniu, niska twardość i niska wartość udarności.

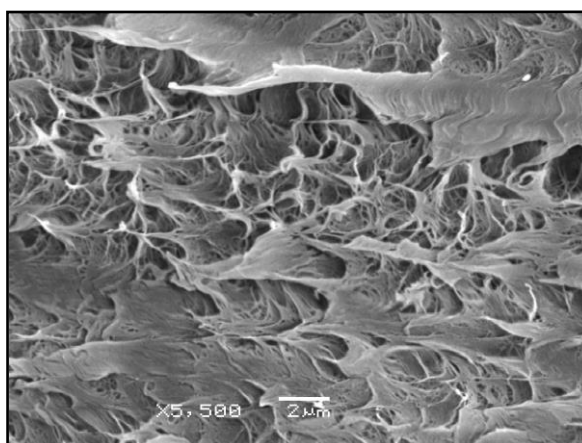
Zdjęcia skaningowe pokazane na rys. 7.16 przedstawiają powierzchnię przełomu próbki oznaczonej $W_T 3/0,06$. Struktura ta charakteryzuje się niskim stopniem porządkowania w kierunku obwodowym $\Delta_{obw}/l_k = 22,43$. Badana próbka uzyskana została przy niskiej wartości naprężeń ścinających $\tau_{W_T 3/0,06} = 0,0864MPa$. Materiał uzyskany w tych warunkach przetwarzania charakteryzował się wysoką wartością naprężeń zrywających $R_z = 9,84MPa$, wysoką wartością wydłużenia względnego przy zerwaniu $\varepsilon_z = 237\%$ jak również wysoką twardością ($40,11^\circ ShD$) i średnią wartością udarności ($a_k = 360,5kJ/m^2$). Stopień krystaliczności ma wysoką wartość i wynosi $X_c = 45,71\%$. Obrazy na rysunkach 7.16a,b,c przedstawiają uporządkowaną strukturę wewnętrzną. Przełom ten ukazuje powierzchnię próbki, która charakteryzuje się ukierunkowaną i lamelarną strukturą, o grubości $20\mu m$. Struktura taka może być już widzialna w trakcie obserwacji za pomocą mikroskopu optycznego. Rysunek 7.16b przedstawia przełom będący potwierdzeniem obserwacji struktury przedstawionej na rys. 7.16a. Uchwycony kierunek obrazu uwidoczniał naruszenie wzajemnych połączeń między domenami lamelarnymi. Porozrywane wiązania długich lameli pozostawiają po sobie postrzępioną strukturę, nadal wyraźnie ukierunkowaną. Przy dużym powiększeniu (rys. 7.16c) widzimy budowę na poziomie nadcząsteczkowym, której charakterystyczną cechą jest równomierne rozłożenie sieci krystalicznej przenikającej się ze strukturą amorficzną. Powiązane ze sobą mikrodomeny krystaliczne mają rozmiary rzędu $0,5\mu m$ (500nm). Są to duże domeny mikrokryształów, gdyż według literatury przenikające się domeny krystaliczne i amorficzne charakteryzują się wielkościami w przedziale od $10 \div 100nm$ [54]

Siatka powiązanych mikrodomen krystalicznych oraz uporządkowana, powiązana struktura lamelarna potwierdzają wszystkie dobre wartości właściwości mechanicznych.

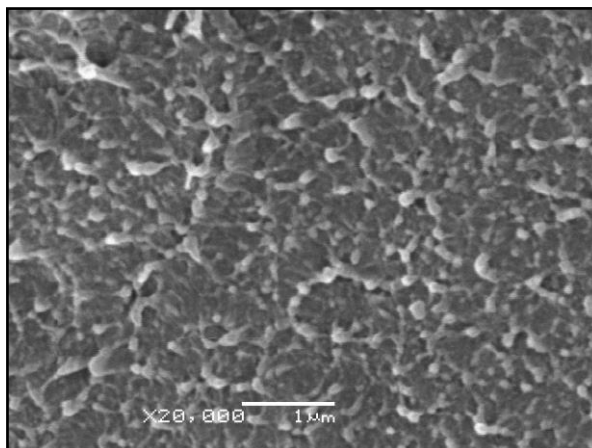
a)



b)



c)



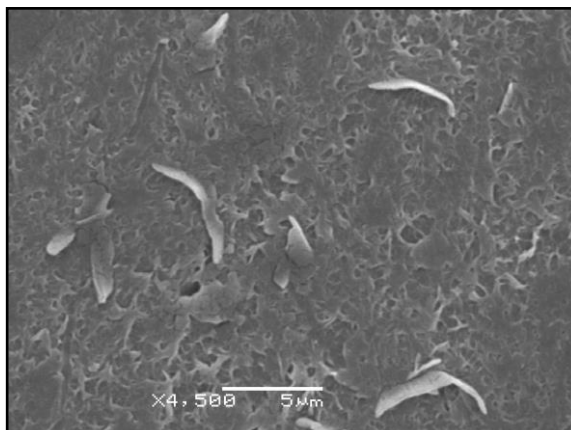
Rys. 7.16. Budowa strukturalna przelomu W_T 3/0,06 przy powiększeniu: a) $\times 850$, b) $\times 5,500$, c) $\times 20,000$

Na rysunkach 7.17 przedstawione są przelomy powierzchni próbki W_T 0,3/0,08. Struktura ta posiada niską wartość porządkowanie w kierunku obwodowym $\Delta_{obw}/l_k = 27,15$ i uzyskana została przy wysokiej wartości naprężeń ścinających, które wynoszą $\tau_{W,0,3/0,08} = 0,212MPa$.

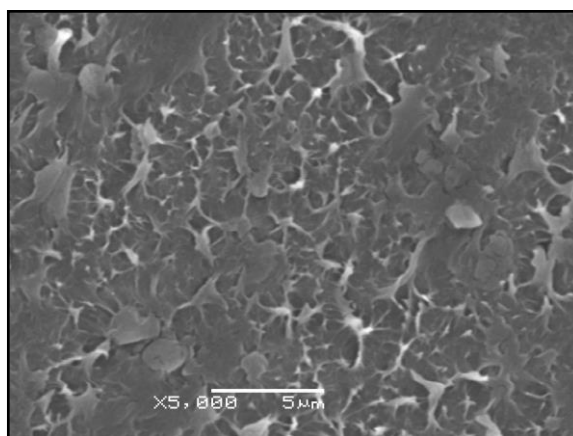
Analizowana próbka charakteryzuje się wysoką wartością wytrzymałości na rozciąganie $R_z = 9,50MPa$, niskim wydłużeniem względnym przy zerwaniu $\varepsilon_z = 204\%$, jak również średnią wartością twardości $36,66^\circ ShD$ i średnią wartością udarności wynoszącą $a_k = 200,7kJ/m^2$. Próbka ta posiada wysoki stopień krystaliczności $X_c = 45,94\%$.

Fotografia skaningowa przedstawia usieciowaną strukturę krystaliczną z licznymi wtrąceniami. Materiał ten posiada promieniście rozłożone bardzo duże kryształy, o wymiarze rzędu $1\mu m$, pomiędzy, którymi znajdują się obszary amorficzne (rys. 7.17b). Struktura krystaliczna i amorficzna jest ze sobą ściśle powiązana. Niższe wartości wydłużenia i udarności wynikają z licznie występujących wtrąceń. Powiązanie sieci krystalicznej i obszarów amorficznych powoduje dużą wytrzymałość. Duże obszary amorficzne spowodowały małą twardość mimo dużego stopnia krystaliczności.

a)



b)

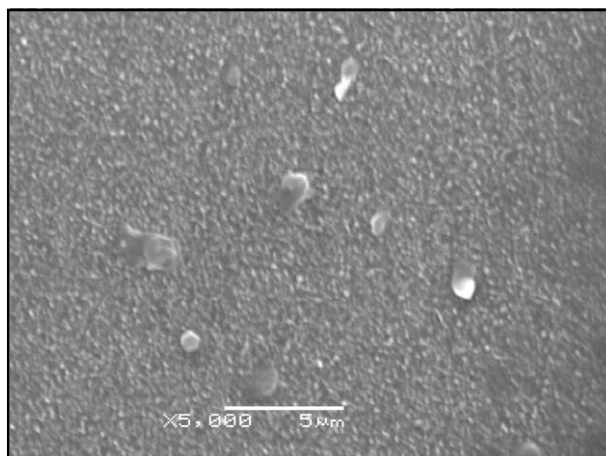


Rys. 7.17. Budowa strukturalna przelomów $W_T 0,3/0,08$ przy powiększeniu: a) $\times 4,500$, b) $\times 5,000$

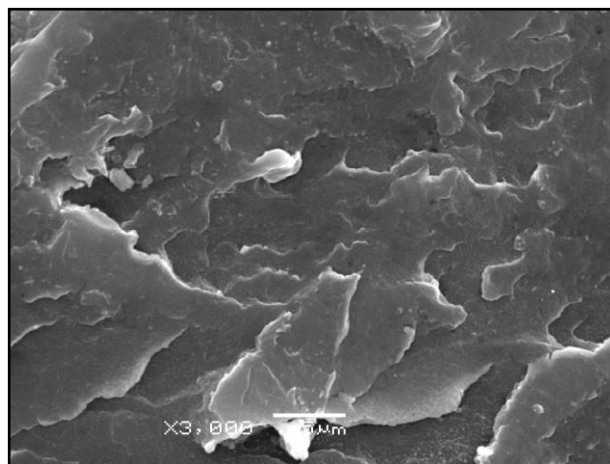
Rysunek 7.18 przedstawia przełomy powierzchni próbki $W_T 0,3/0,1$. Wytłoczyna ta charakteryzuje się średnią wartością porządkowania w kierunku obwodowym $\Delta_{obw}/l_k = 33,91$. Uzyskano ją przy wysokiej wartości naprężeń ścinających ($\tau_{W_T 0,3/0,1} = 0,213MPa$). Materiał ten, posiada niską wartość wytrzymałości na rozciąganie $R_z = 8,67MPa$, niską wartość wydłużenia względnego przy zerwaniu $\varepsilon_z = 206\%$, średnią twardość $37,11^\circ ShD$ i najniższą kruchość ($a_k = 145,4kJ/m^2$). Próbka charakteryzuje się wysokim stopniem krystaliczności $X_c = 46,16\%$.

W przypadku tej próbki na fotografii skaningowej 7.18a widać rozproszoną strukturę globularną, krystaliczno – amorficzną, słabo powiązaną między sobą, z wtrąceniami. Struktura ta tworzy widoczne pod mniejszym powiększeniem (rys. 7.18b) duże płyty domen słabo powiązanych. To może tłumaczyć niskie wartości wszystkich cech wytrzymałościowych, mimo wysokiego stopnia krystaliczności, gdyż domeny krystaliczne zlokalizowane są w wydzielone nie powiązane wzajemnie skupiska.

a)



b)



Rys. 7.18. Budowa strukturalna przełomów $W_T 0,3/0,1$ przy powiększeniu: a) $\times 3,000$, b) $\times 5,000$

Przepływ tworzywa w szczelinie tarczowej powoduje zarówno rozprostowywanie jak i powtórne zwijanie łańcuchów polimerowych. Wynika to z obliczeń symulacyjnych przeprowadzonych w rozdziale 6.2 niniejszej pracy i zobrazowany jest na rys. 6.10÷6.12. Duże wtórne zwijanie łańcuchów może być przyczyną tworzenia globularnej struktury jak na fotografii rys. 7.18a. Wysoki stopień powtórzonego zwijania łańcuchów polimerowych występuje dla małej szczeliny ($s = 0,3mm$). Na rys. 6.10÷6.12 widać, że z maksymalnego wydłużenia na promieniu $R_T = 37,5mm$ ($\Delta_c / l_k = 70,8$) nastąpiło ponowne zwijanie łańcucha do wydłużenia $\Delta_c / l_k = 34,1$. Mniejszy stopień powtórzonego zwijania występuje w przypadku dużej szczeliny ($s = 3mm$). Widzimy, że dla maksymalnego wydłużenia, na takim samym promieniu jak w przypadku szczeliny małej, $\Delta_c / l_k = 50,3$ nastąpiło ponowne zwijanie do wydłużenia $\Delta_c / l_k = 33,7$.

Po analizie wyników oznaczenia cech wytrzymałościowych, a także z badań mikrostruktury wynika, że stopień porządkowania wpływa na właściwości i strukturę polimeru. Zauważono zróżnicowany wpływ oddziaływania porządkowania w zależności od wartości nastawionej szczeliny. Mała szczelina ($s = 0,3mm$) powoduje wydłużenie względne łańcuchów polimerowych (stopień porządkowania) przy dużych naprężeniach ścinających i otrzymuje się przez to większy stopień krystaliczności. Jednocześnie duże naprężenia ścinające mogą powodować degradację łańcuchów polimerowych. W konsekwencji nie uzyskuje się dobrych właściwości mechanicznych. Natomiast szczelina duża ($s = 3mm$) ma właściwości porządkujące, przy mniejszej wartości naprężeń ścinających. Występuje zatem mniejsze prawdopodobieństwo degradacji i porządkowanie struktury polimerowej w łagodniejszych warunkach. Efektem jest otrzymanie wyciągu o dobrych właściwościach.

8. Analiza porównawcza wyników badań doświadczalnych eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylączarki ślimakowej

Wpływ poszczególnych czynników szczegółowo opracowano w rozdziale 7, natomiast w tym rozdziale dokonano porównania właściwości wylóczyny uzyskanej z wylączarki ślimakowo – tarczowej z wylóczyną uzyskaną z klasycznej wylączarki ślimakowej. Porównano właściwości mechaniczne: wytrzymałość na rozciąganie R_z , wydłużenie względne przy zerwaniu ε_z , twardość i udarność a_k , a także stopień krystaliczności X_c . Wylączarka ślimakowo – tarczowa i klasyczna wylączarka ślimakowa pracowały przy tak dobranych prędkościach obrotowych, aby ich prędkości obwodowe były takie same. Również zakres temperatur na poszczególnych strefach był taki sam. Parametrami zmiennymi procesu w przypadku klasycznej wylączarki ślimakowej była prędkość obwodowa $w_o[m/s]$ (5 kombinacji czynników zmiennych), a w przypadku wylączarki ślimakowo – tarczowej parametrami zmiennymi były: prędkość obwodowa $w_o[m/s]$ i wartość szczeliny $s[mm]$ (10 kombinacji czynników zmiennych).

Wykazanie różnicy pomiędzy wyznaczonymi wartościami uzyskanymi z wylączarki ślimakowo – tarczowej i wynikami z klasycznej wylączarki ślimakowej polegała na globalnym porównaniu tych wartości. Poszukiwano istotności statystycznej tych różnic na określonym poziomie.

Podstawową wielkością porównawczą jest wartość wielkości średniej, a następnie, jeżeli wykazana zostanie różnica, określony zostanie jaka jest istotność różnicy wartości średnich.

W celu wyznaczenia statystycznej istotności różnic między wartościami wytrzymałości na rozciąganie, wydłużenia względnego przy zerwaniu, udarności i twardości prętów wylóczyny otrzymanych z wylączarki ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylączarki ślimakowej przeprowadzono jednoczynnikową analizę wariancji (ANOVA) przy zastosowaniu programu Statistica 6.0 [11, 60].

Przed przeprowadzeniem analizy postawiono dwie hipotezy:

➤ zerową:

H_0 : średnie grupowe nie różnią się istotnie, czyli, że strefa tarczowa wylączarki ślimakowo –tarczowej nie wpływa na właściwości uzyskanych wylóczyn,

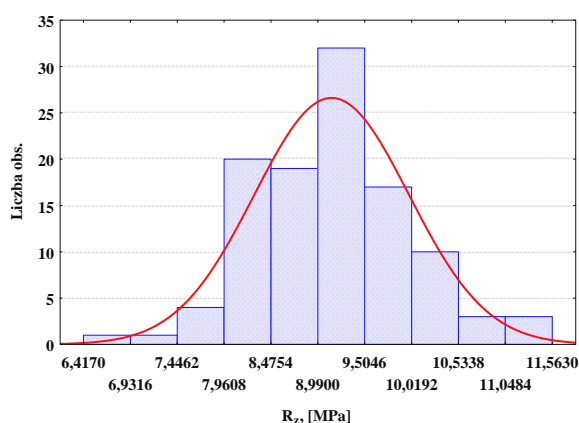
➤ alternatywną:

H_1 : średnie grupowe różnią się istotnie, czyli, że strefa tarczowa wylączarki ślimakowo –tarczowej wpływa na właściwości uzyskanych wylóczyn,

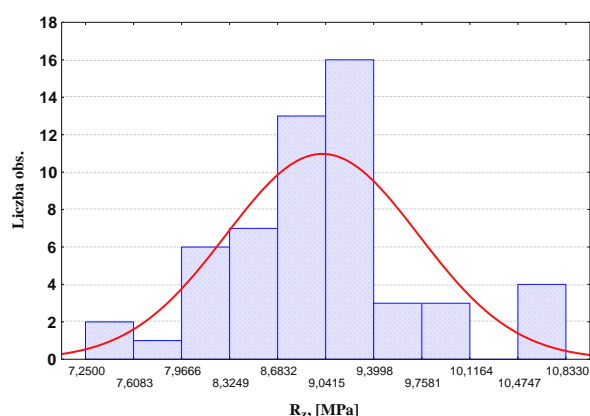
WYTRZYMAŁOŚĆ NA ROZCIĄGANIE

Do porównania wyników wytrzymałości na rozciąganie analizie poddano grupę próbek o liczebności $N = 110$ dla wylączarki ślimakowo – tarczowej i $N = 55$ dla klasycznej wylączarki ślimakowej.

a)



b)



Rys. 8.1. Histogram wartości naprężeń zrywających R_z : a) dla wylączarki ślimakowo – tarczowej, b) dla klasycznej wylączarki ślimakowej

Przedstawione w postaci histogramu (rys. 8.1) wartości układają się w ten sposób, że można je aproksymować rozkładem normalnym. Rozkład normalny wyników uzyskanych dla wylączarki ślimakowo – tarczowej (rys. 8.1a) ma postać bardziej smukłą ($\mu = 9,1$; $\sigma = 0,84$) niż w przypadku klasycznej wylączarki ślimakowej (rys. 8.1b) ($\mu = 9,01$; $\sigma = 0,74$).

Po analizie zawartych w niej wartości średnich stwierdzono, że występuje różnica między wartościami wytrzymałości na rozciąganie prętów uzyskanych z wylączania na wylączarce ślimakowo – tarczowej a z wylączania na klasycznej wylączarce ślimakowej (tabela 8.1).

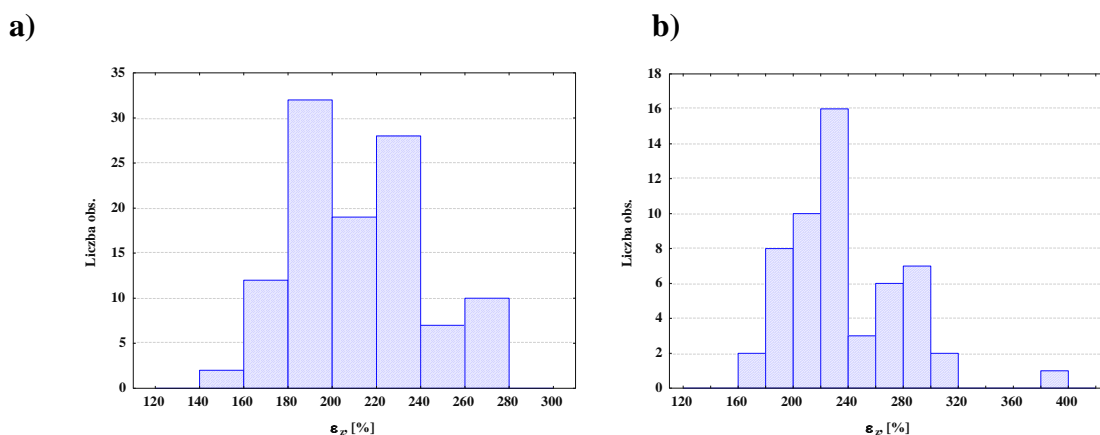
Tabela 8.1. Zestawienie wartości naprężeń zrywających uzyskanych na wylączarce ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylączarce ślimakowej

L.P.	WYZNACZONE WIELKOŚCI	WYLĄCZARKA ŚLIMAKOWO - TARCZOWA	KLASYCZNA WYLĄCZARKA ŚLIMAKOWA	TEST ISTOTNOŚCI		
		\bar{R}_z	\bar{R}_z	F	F _{krytyczne}	p
1	2	3	4	5	6	7
1.	Naprężenia zrywające, $R_z [MPa]$	9,13	9,01	0,86	0,71	0,35

Na podstawie jednoczynnikowej analizy wariancji, przeprowadzonej dla wyników wytrzymałości na rozciąganie prętów wylączyny wykazano, że istotną różnicę między wartościami wytrzymałości na rozciąganie uzyskano na niskim poziomie ($\alpha = 0,4$). Potwierdzeniem przyjęcia hipotezy alternatywnej jest uzyskana wartość testu F i wartość prawdopodobieństwa. Wartość statystyki wynosi $F = 0,86$ i jest większa od wartości krytycznej tegoż testu $F_{krytyczne} = 0,71$ ($F > F_{krytycznego}$), a także wartość $p = 0,35$ ($p < \alpha$).

WYDŁUŻENIE WZGLĘDNE PRZY ZERWANIU

Do porównania wyników wydłużenia względnego przy zrywaniu analizie poddano grupę próbek o liczebności $N = 110$ dla wylączarki ślimakowo – tarczowej i $N = 55$ dla klasycznej wylączarki ślimakowej.



Rys. 8.2. Histogram wartości wydłużenia względnego przy zerwaniu ε_z : a) dla wylączarki ślimakowo – tarczowej, b) dla klasycznej wylączarki ślimakowej

Z analizy rozkładów wartości wydłużenia względnego przy zerwaniu przedstawionych na histogramach zauważono, że rozkład tych wyników posiada dwa maksima (wartości optymalne) (rys. 8.2). Występują one odpowiednio: $\varepsilon_z = 190\%$ i $\varepsilon_z = 230\%$ dla wylączarki ślimakowo – tarczowej oraz $\varepsilon_z = 220\%$ i $\varepsilon_z = 290\%$ dla klasycznej wylączarki ślimakowej. Mamy tu do czynienia z rozproszonym rozkładem wartości. Nie znaleziono bezpośredniej zależności między wartościami optymalnymi a czynnikami procesowymi (prędkość obwodowa, szczelina).

W tabeli 8.2 przedstawiono wyliczone średnie wartości wydłużenia względnego przy zrywaniu dla obu wylączarek oraz wartości testu istotności. Po analizie zawartych w niej wartości średnich stwierdzono, że występuje różnica między wartościami wydłużenia względnego przy zrywaniu prętów uzyskanych z wylączania na wylączarce ślimakowo – tarczowej a z wylączania na klasycznej wylączarce ślimakowej.

Tabela 8.2. Zestawienie wartości wydłużenia względnego przy zerwaniu uzyskanych na wylączarce ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylączarce ślimakowej

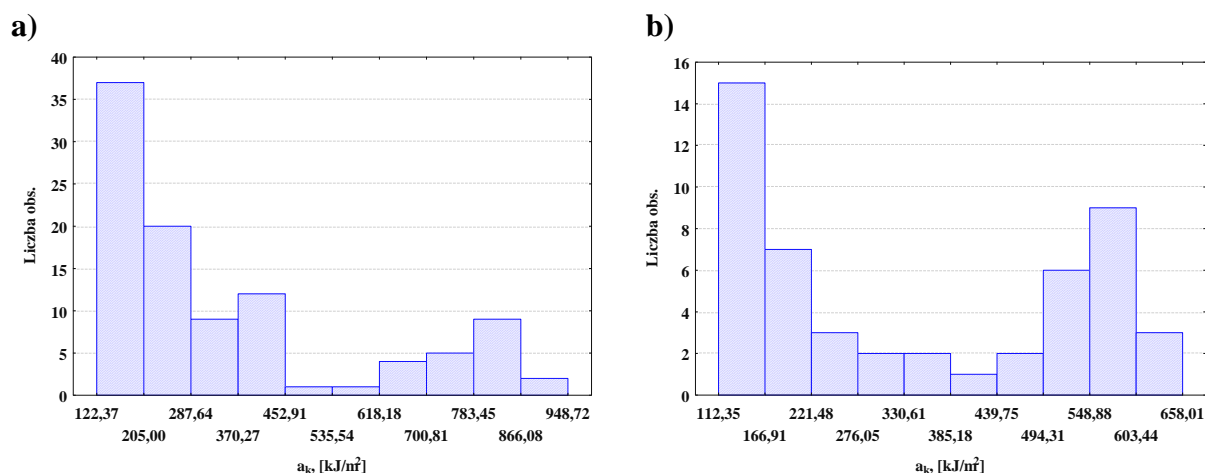
L.P.	WYZNACZONE WIELKOŚCI	WYLĄCZARKA ŚLIMAKOWO - TARCZOWA	KONWENCJONALNA WYLĄCZARKA ŚLIMAKOWA	TEST ISTOTNOŚCI		
		$\bar{\varepsilon}_z$	$\bar{\varepsilon}_z$	F	$F_{krytyczne}$	p
1	2	3	4	5	6	7
1.	Wydłużenie względne przy zerwaniu, ε_z [%]	213	237	$\alpha = 0,05$		
				19,74	3,8	$1,6 \cdot 10^{-5}$
				$\alpha = 0,01$		
				19,74	6,79	$1,6 \cdot 10^{-5}$

W trakcie analizy dotyczącej wydłużenia względnego przy zrywaniu prętów wylóczyny wykazano istotną różnicę na poziomie równym $\alpha = 0,05$ (poziom standardowy). Na tym poziomie uzyskano wartość statystyki równej $F = 19,74$ i jest większa od wartości krytycznej tegoż testu $F_{krytyczne} = 3,8$ ($F > F_{krytycznego}$) a także wartość $p = 0,000016$ ($p < \alpha$), co świadczy o tym że różnica jest istotna na tym poziomie. W przypadku analizy tej samej wielkości stwierdzono, że istotność statystyczną można uzyskać również na poziomie równym $\alpha = 0,01$ (poziom bardzo wysoki).

Wartość statystyki w tym przypadku wynosi $F = 19,74$ i jest większa od wartości krytycznej tegoż testu $F_{krytyczne} = 6,79$ ($F > F_{krytycznego}$), a także wartość $p = 0,000016$ ($p < \alpha$). Wytłoczyna otrzymana z wytłaczarki ślimakowo – tarczowej charakteryzuje się niższą wartością $\varepsilon_z = 213\%$ niż wytłoczyna uzyskana z wytłaczarki ślimakowej ($\varepsilon_z = 237\%$) i różnica ta jest na wysokim poziomie.

UDARNOŚĆ

Do porównania wyników udarności analizie poddano grupę próbek o liczebności $N = 100$ dla wytłaczarki ślimakowo – tarczowej i $N = 50$ dla klasycznej wytłaczarki ślimakowej.



Rys. 8.3. Histogram wartości udarności a_k : a) dla wytłaczarki ślimakowo – tarczowej, b) dla klasycznej wytłaczarki ślimakowej

Z analizy rozkładu wartości udarności przedstawionego na histogramach (rys. 8.3) zauważono, że w przypadku wartości dla wytłaczarki ślimakowo – tarczowej i klasycznej wytłaczarki ślimakowej występują dwie oddzielne grupy wartości. Na wykresach histogramów zauważono maksima odpowiednio dla wytłaczarki ślimakowo – tarczowej - $a_k = 164 \text{ kJ/m}^2$ i $a_k = 830 \text{ kJ/m}^2$ oraz dla klasycznej wytłaczarki ślimakowej - $a_k = 140 \text{ kJ/m}^2$ i $a_k = 576 \text{ kJ/m}^2$. Wynika z tego, że największa liczba obserwacji skupia się wokół tych wartości.

Analizując uzyskane maksima widzimy, że występują różnice między wartościami średnimi udarności prętów uzyskanych z wytłaczania na wytłaczarce ślimakowo – tarczowej i na klasycznej wytłaczarce ślimakowej (tabela 8.3).

Tabela 8.3. Zestawienie wartości udarności uzyskanych na wylączarce ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylączarce ślimakowej

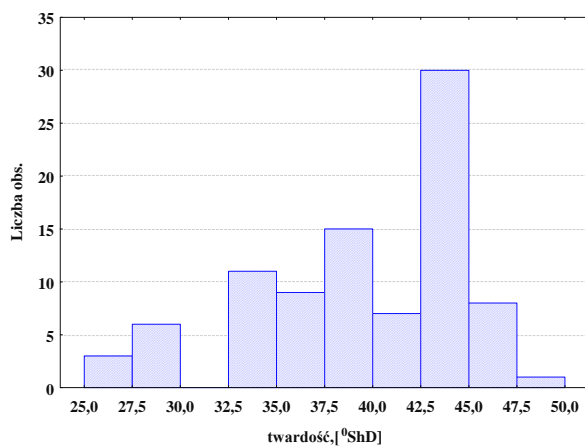
L.P.	WYZNACZONE WIELKOŚCI	WYŁĄCZARKA ŚLIMAKOWO - TARCZOWA	KLASYCZNA WYŁĄCZARKA ŚLIMAKOWA
		a_k	a_k
-	1	2	3
1.	Udarność, $a_k [kJ/m^2]$	363,50	343,10

Na podstawie jednoczynnikowej analizy wariancji, przeprowadzonej dla wyników udarności prętów wylączyny wykazano, że różnica między wartościami udarności uzyskanymi na obu konstrukcjach jest nie istotna (bardzo niski poziom istotności).

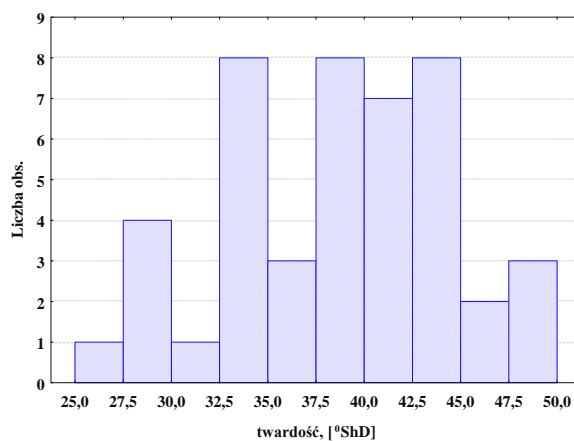
TWARDOŚĆ

Do porównania wyników twardości analizie poddano grupę próbek o liczebności $N = 30$ dla wylączarki ślimakowo – tarczowej i $N = 45$ dla klasycznej wylączarki ślimakowej.

a)



b)



Rys. 8.4. Histogram wartości twardości: a) dla wylączarki ślimakowo – tarczowej, b) dla klasycznej wylączarki ślimakowej

Z analizy wartości twardości przedstawionych na histogramie (rys. 8.4) zauważono, że wartości są bardzo rozproszone.

W tabeli 8.4 przedstawiono średnie wartości twardości dla obu wylączarek. Różnica między wartościami średnimi twardości jest statystycznie nie istotna. Ze względu na to w tym przypadku nie będzie przeprowadzana dalsza analiza.

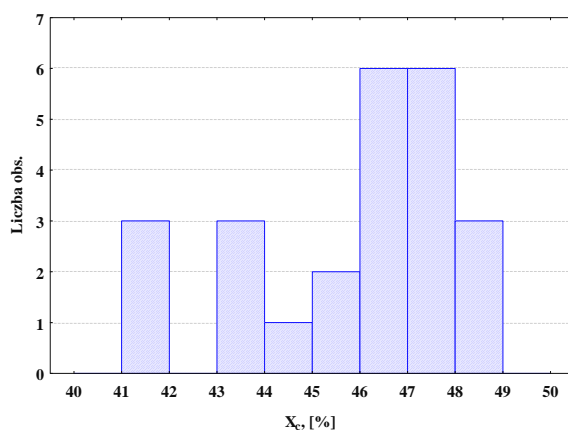
Tabela 8.4. Zestawienie wartości twardości uzyskanych na wylączarce ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylączarce ślimakowej

		WYŁĄCZARKA ŚLIMAKOWO - TARCZOWA	KONWENCJONALNA WYŁĄCZARKA ŚLIMAKOWA
L.P.	WYZNACZONE WIELKOŚCI	– \bar{x}	– \bar{x}
-	1	2	
1.	Twardość, 0ShD	39,7	39,1

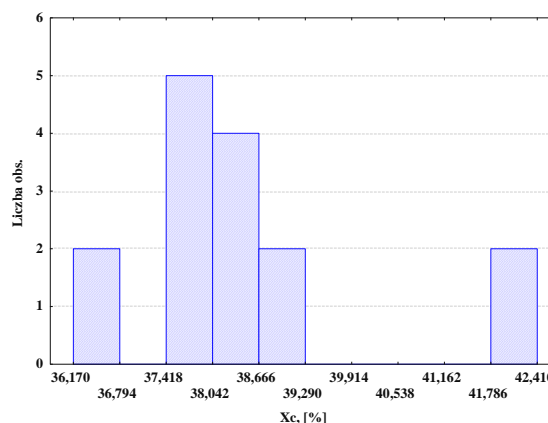
STOPIEŃ KRYSTALICZNOŚCI

Do porównania wyników stopnia krystaliczności analizie poddano grupę próbek o liczebności $N = 24$ dla wylączarki ślimakowo – tarczowej i $N = 15$ dla klasycznej wylączarki ślimakowej.

a)



b)



Rys. 8.5. Histogram wartości stopnia krystaliczności X_c : a) dla wylączarki ślimakowo – tarczowej, b) dla klasycznej wylączarki ślimakowej

Po analizie histogramów przedstawionych na rys. 8.5 stwierdzono, że rozkład tych danych, zarówno w przypadku wylączarki ślimakowo - tarczowej jak i konwencjonalnej wylączarki ślimakowej, nie wykazuje zdecydowanego maksimum.

Zestawiając w tabeli 8.5 wartości średnie stwierdzono, że występuje wyraźna różnica między wartościami stopnia krystaliczności prętów uzyskanych z wylączania na wylączarce ślimakowo – tarczowej a z wylączania na konwencjonalnej wylączarce ślimakowej.

Tabela 8.5. Zestawienie wyników z oznaczenia stopnia krystaliczności dla wycłaczarki ślimakowo – tarczowej i klasycznej wycłaczarki ślimakowej

L.P.	WYZNACZONE WIELKOŚCI	WYTŁACZARKA ŚLIMAKOWO - TARCZOWA	KONWENCJONALNA WYTŁACZARKA ŚLIMAKOWA	TEST ISTOTNOŚCI		
		\bar{X}_c	\bar{X}_c	F	$F_{krytyczne}$	p
-	1	2	3	4	5	6
1.	Stopień krystaliczności, X_c [%]	45,9	38,7	$\alpha = 0,05$		
				75,4	4,1	$1,6 \cdot 10^{-5}$
				$\alpha = 0,01$		
				75,4	7,4	$6,3 \cdot 10^{-10}$

W trakcie analizy dotyczącej stopnia krystaliczności prętów wycłoczyny wykazano istotną różnicę na poziomie równym $\alpha = 0,05$ (poziom standardowy). Na tym poziomie uzyskano wartość statystyki równej $F = 75,4$ i jest ona większa od wartości krytycznej tegoż testu $F_{krytyczne} = 4,1$ ($F > F_{krytycznego}$) a także wartość $p = 0,000016$ ($p < \alpha$), co świadczy o tym że różnica jest istotna na tym poziomie. W przypadku analizy tej samej wielkości stwierdzono, że istotność statystyczną można uzyskać również na poziomie równym $\alpha = 0,01$ (poziom bardzo wysoki). Wartość statystyki w tym przypadku wynosi $F = 75,4$ i jest większa ona od wartości krytycznej tegoż testu $F_{krytyczne} = 7,4$, a także wartość $p = 6,3 \cdot 10^{-10}$.

Analiza statystyczna wykazała istotną różnicę między wartościami uzyskanymi z wycłaczarki ślimakowo – tarczowej i klasycznej wycłaczarki ślimakowej. Najwyższy stopień istotności różnic wykazały wartości wydłużenia względnego przy zerwaniu i stopnia krystaliczności, natomiast całkowity brak istotności różnic stwierdzono w przypadku analizowania wyników twardości i udarności.

9. Wnioski

Obiektem poddanym badaniom w rozprawie była nowatorska, eksperymentalna wylączarka ślimakowo – tarczowa. Przebadane zostały jej właściwości przetwórcze. Do badań użyto tworzywo polimerowe - polietylen małej gęstości *PE – LD FABS - 23D022* o nazwie handlowej *Malen E*, produkcji Basell Orlen Polyolefins w Płocku.

W celu poznania wpływu mechanizmu ruchu tworzywa w strefie tarczowej, eksperymentalnej wylączarki ślimakowo – tarczowej na przemieszczanie się cząstek łańcuchów polimerowych przeprowadzono komputerowe obliczenia symulacyjne przy użyciu programu Matlab 7.0. Dzięki tym obliczeniom stwierdzono, że przepływ tworzywa w strefie tarczowej powoduje porządkowanie łańcuchów polimerowych. Porządkowanie to powinno mieć wpływ na strukturę i właściwości materiału, co zawarto w tezie pracy.

Celem badań eksperymentalnych było potwierdzenie przewidywań teoretycznych oraz wyników analiz obliczeniowych. Do badań właściwości wytrzymałościowych i struktury użyto wylączarki formowanej w kształcie pręta o średnicy około 14 mm, z których wykonano próbki. Wylączanie przeprowadzono przy następujących czynnikach zmiennych: prędkość obrotowa ślimaka $n[\text{obr}/\text{min}] = 9,84; 12,34; 14,96; 17,19; 19,69$ i szczeliny w strefie tarczowej $s[\text{mm}] = 0,3; 3$.

Wykonano następujące badania wytrzymałościowe: wyznaczenie naprężeń zrywających $R_z[\text{MPa}]$, wydłużenia względnego przy zerwaniu $\varepsilon_z[\%]$, udarności $a_k[\text{kJ}/\text{m}^2]$ i twardości [$^\circ\text{ShD}$]. Następnie przeprowadzono analizę za pomocą badań strukturalnych: stopień krystaliczności $X_c[\%]$ i obserwacje struktury polimeru. Badania oznaczenie wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia względnego wykonano przy użyciu uniwersalnej zrywarki poziomej MONSANTO, badanie udarności przeprowadzono przy użyciu młota Charpy'ego Typ PWS 30, a twardość wyznaczono za pomocą twardościomierza ręcznego ze wskazówką bierną Shore D. Natomiast wyznaczenie stopnia krystaliczności przeprowadzono za pomocą różnicowego kalorymetru skaningowego (DSC), obserwacje struktury polimeru przeprowadzono za pomocą elektronowego mikroskopu skaningowego typu JSM 5500 LV firmy Joel.

W celu wykazania istotności oddziaływania strefy tarczowej na właściwości wylączarki przeprowadzono wylączanie porównawcze na klasycznej wylączarce ślimakowej.

Przeprowadzone w pracy obliczenia symulacyjne, badania eksperymentalne i analiza uzyskanych wyników, jak również analiza literatury pozwoliły sformułować następujące wnioski:

1. Z analizy konstrukcji wyłaczarek i przeglądu literatury wynika, że występuje różnica w charakterze przepływu stopionego tworzywa w wyłaczarce ślimakowo – tarczowej i klasycznej wyłaczarce ślimakowej. Tory ruchu cząstek tworzywa w strefie tarczowej wyłaczarki ślimakowo tarczowej są spiralami i mają charakter uporządkowanego, laminarnego przepływu, w odróżnieniu od przepływu w klasycznej wyłaczarce ślimakowej, gdzie trajektorie ruchu są liniami śrubowymi w kanale ślimaka i powodują chaotyczne mieszanie tworzyw. Ślimaki wyposażone są dodatkowo w końcówki mieszające i ścinające, których celem jest zaburzenie i krzyżowanie strumieni przepływu.
2. Jest wiele koncepcji konstrukcji wyłaczarek tarczowych, jednak wszystkie one zostały w fazie opatentowanych pomysłów. Obecnie znane są dwie konstrukcje tego typu: produkcyjna wyłaczarka ślimakowo - tarczowa zbudowana w Instytucie Mechaniki RITM na Ukrainie, a także konstrukcja prototypowo – eksperymentalna zbudowana na Politechnice Koszalińskiej w Katedrze Inżynierii Spożywczej i Tworzyw Sztucznych,
3. Z analizy literatury wynika, że niewiele jest badań właściwości wytrzymałościowych elementów uzyskanych w procesie wyłaczania ślimakowo – tarczowego. Jedynie Instytut Mechaniki RITM na Ukrainie opublikował badania właściwości mechanicznych folii uzyskanej na wyłaczarce ślimakowo – tarczowej. Badania potwierdziły, że folia uzyskana podczas wyłaczania ślimakowo – tarczowego ma lepsze właściwości niż uzyskana z wyłaczania ślimakowego.
4. Po przeprowadzonych obliczeniach symulacyjnych stwierdzono, że punkty znajdujące się na różnych głębokościach szczeliny tarczowej w wyniku różnicy trajektorii oddalają się od siebie powodując różnicowanie wydłużenia. Obliczeniowa wartość wydłużenia łańcucha polimerowego w strefie tarczowej została w pracy przyjęta jako wskaźnik stopnia porządkowania struktury polimerowej.
5. Aproxymując wyniki obliczeń P. J. Flory dotyczące budowy konformacyjnej PE otrzymano, że naturalna długość konformacyjna $l_k = 60nm$ stanowi 1,5% długości całkowitej $l_c = 3900nm$ (l_k / l_c).

6. Na podstawie badań symulacyjnych stwierdzono, że w wyniku przepływu tworzywa w strefie tarczowej wylączarki, gradient prędkości może powodować rozwijanie (rozprostowywanie), naturalnie poskręcanych łańcuchów polimerowych. Z obliczeń symulacyjnych wynika, że następuje znaczne wydłużenie łańcucha polimerowego w stosunku do jego długości konformacyjnej. Analizując wpływ szczeliny s na wartość wydłużenia zauważono, że od wartości $s = 0,5mm$ maksymalne względne wydłużenie obwodowe $\Delta_{obw}(\max)/l_k$ jest 120-krotne w stosunku do długości konformacyjnej. Jest zatem większa od długości całkowitej l_c łańcucha polimerowego o 20%. Z analizy wpływu prędkości kątowych ω wynika, że dla prędkości kątowej większej niż $\omega = 6rad/s$ maksymalne względne wydłużenie obwodowe $\Delta_{obw}(\max)/l_k$ zaczyna powodować ponad 100-krotne wydłużenie w stosunku do długości konformacyjnej. Natomiast analiza wpływu wartości średnic D_T , widać, że od średnicy $D_T = 350mm$ maksymalne względne wydłużenie obwodowe $\Delta_{obw}(\max)/l_k$ powoduje 500-krotne wydłużenie w stosunku do długości konformacyjnej.
7. Z przeprowadzonego zawężonego planu obliczeń symulacyjnych dostosowanego do możliwości technicznych i zmiany czynników badanych (prędkość obrotowa i wartość szczeliny) badanej wylączarki ślimakowo – tarczowej. Przyjęto wartości wydajności \dot{W} uzyskane doświadczalnie dla badanej wylączarki ślimakowo – tarczowej. Jako czynniki zmienne przyjęto dwie skrajne wartości szczelin: $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$, które powodowały istotne zmiany w wydłużeniu i warunkach przepływu. Szczelina wynosząca $s = 3mm$ powoduje naprężenia ścinające zbliżone do naprężeń ścinających występujących w klasycznej wylączarce ślimakowej, natomiast szczelina $s = 0,3mm$ powoduje naprężenia porównywalne z występującymi w wylączarce dwuślimakowej współbieżnej stosowanej do uplastyczniania z dużymi wartościami naprężeń ścinających.
8. W przypadku wylączania przy szczelinie $s = 0,3mm$ i $\omega = 2,1rad/s$ uzyskujemy maksymalną wartość wydłużenia w kierunku promieniowym stanowiącą 6-krotne wydłużenie względne w kierunku promieniowym w stosunku do długości konformacyjnej Δ_r/l_k , co stanowi około 9% długości całkowitej l_c łańcucha polimeru oraz maksymalną wartość względnego wydłużenia w kierunku obwodowym

$\Delta_{obw}/l_k = 45$ (45-krotne wydłużenie w stosunku do długości konformacyjnej), i stanowi około 71 % długości całkowitej. W przypadku szczeliny $s = 3mm$ i $\omega = 1,03rad/s$ uzyskano minimalną wartość względnego wydłużenia w kierunku promieniowym $\Delta_r/l_k = 0,41$, co stanowi nieznaczny przyrost łańcucha polimerowego. Natomiast względne wydłużenie w kierunku obwodowym Δ_{obw}/l_k ma podobne wartości jak w przypadku szczeliny $s = 0,3mm$. Stopień porządkowania promieniowego dla $s = 0,3mm$ jest kilka razy większy niż dla szczeliny $s = 3mm$. Wartość względnego porządkowania całkowitego Δ_c/l_k ma podobną wartość jak względne porządkowanie w kierunku obwodowym, wynika to z tego, że na wartość wydłużenia całkowitego wpływ ma przede wszystkim składowa wydłużenia obwodowego.

9. Wydłużanie (wyciąganie) łańcuchów polimerowych i ich porządkowanie jest zjawiskiem korzystnym, gdyż umożliwia otrzymanie tworzywa o bardziej uporządkowanej strukturze nadcząsteczkowej, o większym stopniu krystaliczności i o większych krystalitach. Otrzymanie uporządkowanej struktury powinno wpływać korzystnie na właściwości wytrzymałościowe wyciągniętych wytworów. Jednak zbyt mocne tendencje wydłużania łańcucha polimerowego, przy wysokich naprężeniach ścinających stwarzają warunki do jego rozrywania czyli degradacji mechanicznej tworzywa.
10. W przypadku analizowania wartości wytrzymałości na rozciąganie zauważono, że dopiero wyższy stopień porządkowania powoduje wzrost wytrzymałości. Analiza zależności wytrzymałości od stopnia porządkowania obwodowego Δ_{obw}/l_k , w przypadku szczeliny $s = 0,3mm$ wykazała, że wraz ze wzrostem wartości Δ_{obw}/l_k wytrzymałość na rozciąganie ma tendencję rosnącą. Natomiast w przypadku szczeliny $s = 3mm$ wraz ze wzrostem wartości Δ_{obw}/l_k wytrzymałość na rozciąganie ma tendencję malejącą. Zróznicowanie charakteru linii trendu może wynikać z wpływu naprężeń ścinających. Wynika z tego, że na stopień porządkowania wpływ może mieć nie tylko wartość wydłużenia względnego łańcuchów polimerowych (stopień porządkowania), ale również warunki, w których jest to realizowane. Wpływ względnego wydłużenia całkowitego Δ_c/l_k ma taki sam charakter wpływu jak dla wydłużenia obwodowego.

11. Wartość wydłużenia względnego przy zrywaniu maleje wraz ze wzrostem wartości stopnia porządkowania. W przypadku analizy względnego porządkowania w kierunku obwodowym zauważono, że wyraźniejszy trend malejący występuje dla szczeliny większej. Wytłaczanie przy szczelinie malej $s = 0,3mm$ daje wyniki stabilne.
12. Udarność ma tendencję malejącą, przy wzroście stopnia porządkowania łańcuchów polimerowych. Przy tym wpływ oddziaływania strefy tarczowej dla szczeliny $s = 0,3mm$ jest wyraźniejszy niż przy szczelinie $s = 3mm$.
13. Wartość twardości w przypadku szczelin o wartości $s = 0,3mm$, wykazuje tendencję spadkową ze wzrostem stopnia porządkowania w kierunku promieniowym Δ_r/l_k . Stopień porządkowania łańcuchów polimerowych w kierunku obwodowym i całkowitym wpływa nieznacznie na wartość twardości.
14. Wraz ze wzrostem wartości stopnia porządkowania łańcuchów polimerowych wartość stopnia krystaliczności ma tendencję rosnącą. Analizując wpływ stopnia porządkowania w kierunku obwodowym na wartość stopnia krystaliczności stwierdzono, że zarówno dla $s = 0,3mm$ i $s = 3mm$ wartość stopnia krystaliczności ma wyraźną tendencję rosnącą. Analizując wpływ względnego wydłużenia całkowitego Δ_c/l_k niezależnie od wartości szczeliny, zauważono, że uzyskane wartości stopnia krystaliczności przyjmuje tendencję rosnącą.
15. Badane próbki tworzywa (PE-LD) wykazywały duży rozrzut statystyczny. Wynika z niejednorodności materiału i wrażliwością na czynniki zewnętrzne (np. temperatura, wilgotność) oraz możliwość zachowania jednorodnych warunków przetwarzania. Zjawisko to potwierdzone zostało przez Mazurkiewicza [35].
16. Po analizie wartości stopnia krystaliczności, wyników uzyskanych z oznaczenia cech mechanicznych i z przeprowadzonych symulacji komputerowych, w których określono stopień porządkowania do badań skaningowych wybrano próbki o: dobrych wszystkich właściwościach ($W_T 3/0,06$), normalnych właściwościach ($W_T 0,3/0,08$), niekorzystnych właściwościach ($W_T 0,3/0,1$).
17. Z obserwacji zdjęć mikroskopowych widać, że uplastycznianie w strefie tarczowej spowodowało utworzenie stosunkowo dużych domen struktury krystalicznej i amorficznej o wielkości 500nm. Normalnie PE-LD tworzy domeny rzędu od 10 – 100nm.

W przypadku próbki, która charakteryzowała się dobrymi wszystkimi właściwościami zauważono występowanie usieciowanej, powiązanej struktury krystalicznej z dużymi domenami silnie powiązanych ze sobą. Natomiast w przypadku próbki o niekorzystnych właściwościach widać rozproszoną strukturę globularną, krystaliczno – amorficzną, słabo powiązaną między sobą, z wtrąceniami. Domeny krystaliczne w tym przypadku zlokalizowane są w wydzielone nie powiązane wzajemnie skupiska.

18. Po analizie wyników oznaczenia cech wytrzymałościowych, a także z badań mikrostruktury wynika, że stopień porządkowania wpływa na właściwości i strukturę polimeru. Zauważono zróżnicowany wpływ oddziaływania porządkowania w zależności od wartości nastawionej szczeliny. Wynika to z naprężeń ścinających i występowania zjawiska powtórnego zwijania łańcuchów polimerowych. Przepływ tworzywa w małej szczelinie powoduje występowanie dużego naprężenia ścinającego i duże powtarne zwijanie łańcuchów polimerowych, natomiast przepływ w dużej szczelinie następuje przy małej wartości naprężenia ścinającego. Naprężenia ścinające między szczeliną małą i dużą różnią się o rząd.
19. Badania porównujące właściwości polimeru uzyskanego z wytłaczania ślimakowo – tarczowego i klasycznego wytłaczania ślimakowego wykazały, że wartości średnie naprężeń zrywających, wydłużenia względnego przy zerwaniu, udarności i stopnia krystaliczności uzyskane na wytłaczarce ślimakowo – tarczowej i klasycznej wytłaczarce ślimakowej wykazują istotną różnicę. Dla wartości twardości i udarności nie wykazano istotnej różnicy. Największy stopień istotności ($\alpha = 0,01$) uzyskano dla wartości wydłużenia względnego przy zerwaniu i wartości stopnia krystaliczności.

Na podstawie wyników badań i ich analizy można stwierdzić, że właściwości przetwórcze mechanizmu tarczowego wytłaczarki ślimakowo – tarczowej powodujące porządkowanie łańcuchów polimerowych wpływa na właściwości mechaniczne przetwarzanego tworzywa polimerowego. Wynika z tego, że teza badawcza postawiona w niniejszej pracy została potwierdzona.

Uzyskane z powyższej pracy potwierdzenie wpływu porządkowania struktury na właściwości użytkowe wyłoczyny skłania do prowadzenie dalszych badań dotyczących wykorzystania tych pozytywnych efektów wyłaczania i wypracowania warunków wyłaczania pozwalających na uzyskanie materiału o bardzo dobrych właściwościach użytkowych. Kolejnym problemem do badań może być wypracowanie warunków zamrożenia uporządkowanej struktury wyłaczanego polimeru zaraz po wyjściu z głowicy. Powodem badań nad tym problemem jest fakt, że tworzywo polimerowe po wyjściu z głowicy ma tendencję powracania do swojej pierwotnej skłębionej struktury.

Jednym z efektów badań jest opracowanie wniosku patentowego dotyczącego zmiany konstrukcji strefy tarczowej. Nowa konstrukcja tej strefy pozwoli na zmniejszenie efektu ponownego zwijania łańcuchów polimerowych oraz zachowania uporządkowanej struktury polimeru uzyskiwanej na dużej średnicy strefy tarczowej.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Anders S.: *Untersuchung von Misch und Scherelementen beim Einschneckenextruder*. Plaste und Kautschuk, 27. Jahrgang, 2/1980, s. 94 – 100.
- [2] Balcerowiak W.: *Oznaczenie stopnia krystaliczności układów polimerowych metodą różnicowej kalorymetrii skaningowej (DSC)*. Polimery 1998, 43, 6. str. 373 – 378.
- [3] Balcerowiak W.: *DSC – Oznaczenie ciepła właściwego i ciepła przemian*. IV Szkoła Analizy Termicznej SAT' 04. Zakopane 2004.
- [4] Balcerowiak W., Maciejewska H.: *Crystallinity of isotactic polypropylene by DSC*. Polimery 1994, 39, 10. str. 626 – 628.
- [5] Barambojm N. K.: *Mechanochimia vysokomolekularnych sojedinenij*. Chimia, Moskva 1968.
- [6] Bębenek B., Stepiń R.: *Analiza przepływu stopionych tworzyw sztucznych w kanale wylączarki jednoślindakowej*. Prace Naukowe Instytutu Inżynierii Chemicznej i Urządzeń Ciepłych Politechniki Wrocławskiej nr 25. Wrocław 1974.
- [7] Bieliński M.: *Badanie wybranych właściwości polietylenu wtórnego*. Polimery 1992 nr 8. str. 364 – 370.
- [8] Blicharski M.: *Wstęp do inżynierii materiałowej*. WNT. Warszawa 2001.
- [9] Bociąga E.: *Sposób i warunki uzyskiwania próbek z tworzyw a rezultaty badań doświadczalnych*. Polimery 1999, 44, 3. str. 198 – 207.
- [10] Broniewski T., Kapko J., Płaczek W., Thomalla J.: *Metody badań i ocena właściwości tworzyw polimerowych*. WNT. Warszawa 1999.
- [11] Chmielewski K., Berczyński S.: *Statystyka matematyczna. Ćwiczenia laboratoryjne z wykorzystaniem pakietu STATISTICA PL*. Wydawnictwo Politechniki Szczecińskiej. Szczecin 2002.
- [12] Czaja K., Białek M.: *Polietylen liniowy malej gęstości*. Polimery 2002, 47, 10. str. 685 – 693.
- [13] *Der Extruder – Grundlage für Qualität und Wirtschaftlichkeit*. Plastverarbeiter 40. Jahrgang 1989, Nr 7.
- [14] Diakun J.: *Analiza procesów stref zasilania układów uplastyczniających wylączarek ślimakowych*. Monografia. Wydawnictwo uczelniane WSI w Koszalinie. Koszalin 1987.
- [15] Diakun J.: *Droga rozprowadzania mikroskładnika w układzie ślimakowym i tarczowym wylączarki*. Inżynieria i Aparatura Chemiczna, 41, 2002, nr 4.

- [16] Diakun J.: *Eksperymentalna, autotermiczna wyltaczarka ślimakowo – tarczowa jako wynik obliczeń optymalizacyjnych i symulacyjnych*. ZN Politechniki Krakowskiej – VIII Seminarium pt.: Tworzywa sztuczne w budowie maszyn, Kraków 1997, str. 75-81.
- [17] Diakun J.: *Podstawy uaktywnienia strefy zasilania w konstrukcji strefy ślimakowej*. Monografia. Wydział Mechaniczny nr 30. Wydawnictwo Uczelniane Wyższej Szkoły Inżynierskiej w Koszalinie. Koszalin 1991.
- [18] Diakun J., Michalska I.: *Symulacja przemieszczania się cząstek PE w strefie tarczowej wyltaczarki*. POLIMERY – TWORZYWA WIELKOSZĄSTECZKOWE 2004, 49, nr 1. str. 42 – 48.
- [19] Diakun J., Michalska-Požoga I.: „Symulacja obliczeniowa ekstremalnych warunków i miejsc degradacji PE w strefie tarczowej wyltaczarki”. Artykuł na X Seminarium „Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn”. Kraków 2003.
- [20] Diakun J. Rydzkowski T: *Porównanie stopnia degradacji tworzywa (PE-LD) wyltaczanego wielokrotnie w wyltaczarce standardowej T-32 i autotermicznej ślimakowo – tarczowej*. VII Konferencja N. – T. nt. Nowe kierunki modyfikacji i zastosowań tworzyw sztucznych. Rydzyna 1998, str. 48 – 55.
- [21] Fisher E. G.: *Extrusion of Plastics*. John Wiley and Sons Ltd., London 1958.
- [22] Flory Paul J.: *Nauka o makrocząsteczkach*. Polimery 1987, **32**, str. 346 – 361.
- [23] Gruin I.: *Materiały polimerowe*. Wydawnictwo Naukowe PWN. Warszawa 2003.
- [24] Hyla I.: *Tworzywa sztuczne. Własności, przetwórstwo, zastosowanie*. Państwowe Wydawnictwo Naukowe. Warszawa 1984.
- [25] Jacobi H. R.: *Grundlagen der Extrudertechnik*. Carl Hanser Verlag, Munchen 1960.
- [26] Jurkowski B., Jurkowska B.: *Sporządzanie kompozycji polimerowych. Elementy teorii i praktyki*. WNT Warszawa 1995.
- [27] Kapko J., Czekaj T., Huczowski P., Polaczek J.: *Podstawy przetwórstwa tworzyw sztucznych*. Wydawnictwo Politechniki Krakowskiej. Kraków 1994.
- [28] Kelar K.: *Chemia polimerów*. Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań 1991.
- [29] Kocherov V. L., Lukach Yu. Ye., Sporyagin E. A., Vinogradov G. V.: *Flow of polymer melts in a disk – type extruder and in rotation devices of the “cone – plate” and “plate – plate” type*. Polym. Eng. Sci 1973, **13**, 194-201.
- [30] Kocherov Viktor L.: *Formowanie polimerów przez wyltaczanie ślimakowo – tarczowe i perspektywy rozwoju tego procesu*. Materiały V Seminarium Naukowo Technicznego. Warszawa, 15 marca 2002.

- [31] Lebedeva E. D., Melyaneikova I. A., Akutin M. S., Muraveva E. V., Kocherov V. L., Olukhovskii V. S.: *Plenka na osnove PEND s povyshennymi prochnostnymi kharakteristikami*. Plastmassy 1989, nr 9, 26 - 30.
- [32] Łączyński B i inni. *Metody przetwórstwa tworzyw sztucznych*. WNT. Warszawa 1973.
- [33] Łączyński B.: *Tworzywa wielkocząsteczkowe. Rodzaje i własności*. Wydawnictwo Naukowo – Techniczne. Warszawa 1982.
- [34] Łukaczow J. E., Petuchow A. D., Senatos W. A.: *Oborudowanie dla proizvodstne polimernych plenok*. Maszynostrojenie, Moskawa 1981.
- [35] Mazurkiewicz S.: *Wybrane zagadnienia oceny własności mechanicznych tworzyw termoplastycznych*. Politechnika Krakowska, ZN Nr 9. Kraków 1975.
- [36] Meskat W.: *Theorie der Stoffbewegung in Schneckenmaschinen*. Kunststoffe 1955, 3, 87.
- [37] Niezgodziński M. E., Niezgodziński T.: *Wytrzymałość materiałów*. PWN. Warszawa 1984.
- [38] Pahl M.H.: *Homogenisieren in Schneckenmaschinen*. Mischen von Kunststoff und Kautschukprodukten. VDI VERLAG Düsseldorf 1993. s. 241 – 296.
- [39] Piórkowska E., Gałęski A.: *Kinetyka krystalizacji polimerów. cz. I*. Polimery 1994, 39, 6. str. 333 – 338.
- [40] Piórkowska E., Gałęski A.: *Kinetyka krystalizacji polimerów. cz. II*. Polimery 1994, 39, 9. str. 501 – 506.
- [41] Polska Norma PN-EN ISO 527 – 1: 1998. *Oznaczenie właściwości mechanicznych przy statycznym rozciąganiu. Zasady ogólne*.
- [42] Polska Norma PN-EN ISO 527 – 2: 1998. *Oznaczenie właściwości mechanicznych przy statycznym rozciąganiu*.
- [43] Polska Norma PN – 81/C-89290. *Oznaczenie udarnośći metodą Charpy*.
- [44] Polska Norma PN – 89/C – 89286/16. *Polietylen malej gęstości PE, FABS, 23 – D022*
- [45] *Prognoza zużycia tworzyw sztucznych do roku 2010*. www.opakowania.com.pl
- [46] Rabek J. F.: *Podstawy fizykochemii polimerów*. Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej. Wrocław 1977.
- [47] Radomski G.: *Mechanizm ujednorodniania tworzywa w strefie tarczowej*. Inżynieria i Aparatura Chemiczna Nr 3s/2003.

- [48] Radomski G.: *Konstrukcja strefy homogenizacji wylączarki ślimakowej*. VII Seminarium Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn. Kraków 1994.
- [49] Radomski G.: *Porównanie ujednorodniania przy wylączaniu w wylączarce ślimakowej i ślimakowo – tarczowej*. Polimery 2005, 50, 5 str. 374 - 378.
- [50] Radomski G.: *Ujednorodnianie tworzywa w wylączarce ślimakowo – tarczowej*. Inżynieria i Aparatura Chemiczna 5/2005, str. 48 – 50.
- [51] Raport APME: *Perspektywy rozwoju i stan obecny*. www.rcie.rzeszow.pl.
- [52] Rydzkowski T.: *Identyfikacja zakresu parametrów procesu wylączania autotermicznego wylączarką ślimakowo – tarczową*. Praca doktorska, Politechnika Koszalińska. Koszalin 2001.
- [53] Schiedrum H.O.: *Erfahrungen mit Mischteilen beim Extrudieren von Polyolefinen*. Kunststoffe, Bd. 63, 1973, H.6, s. 355 - 361
- [54] Seachtling: *Tworzywa sztuczne. Poradnik*. WNT. Warszawa 2000.
- [55] Sikora R.: *Przetwórstwo tworzyw wielkocząsteczkowych*. Wydawnictwo Edukacyjne. Warszawa 1993.
- [56] Sikora R. *Leksykon Naukowo – Techniczny. Wprowadzenie do przetwórstwa tworzyw polimerowych*. Wadim Plast Sp. J. Lublin 2002.
- [57] Sikora R.: *Przetwórstwo tworzyw sztucznych*. PWN. Warszawa 1982.
- [58] Sikora R., Sasimowski E.: *Analiza geometryczno – kinematyczna przepływu w ślimakowym układzie uplastyczniającym*. Polimery 2002, 47, 2. str. 117 – 121.
- [59] Sikora R., Sasimowski E.: *Przepływ poprzeczny tworzywa w ślimakowym układzie uplastyczniającym*. Polimery 2001, 46, 3. str. 184 – 191.
- [60] Sobczak M.: *Statystyka*. Wydawnictwo Naukowe PWN, Warszawa 1997.
- [61] Stasiek J.: *Współczesne kierunki rozwoju w konstrukcji układów uplastyczniających wylączarek jednoślismakowych do polietylenu*. Polimery 1981/1, str. 27 – 32.
- [62] Stasiek J. *Wylączarki dwuślismakowe współbieżne – wpływ napelniaaczy proszkowo nieorganicznych na charakterystykę procesu wylączania*. Przetwórstwo Tworzyw, Nr 3. (maj-czerwiec) 2003, strona 82-90.
- [63] Szlezyngier W.: *Tworzywa Sztuczne. Chemia, technologia wytwarzania, właściwości, przetwórstwo, zastosowanie*. Tom 1. Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej. Rzeszów 1996 r.
- [64] Tadmor Z., Gogos C. G.: *Principles of Polymer Processing*. John Wiley, New York – Brisbane – Chichester – Toronto 1979.

- [65] Uhniat M., Rubaj M.: *Polietylen liniowy małej gęstości. cz. I.* Polimery 1990, 35. str. 186 – 187.
- [66] Uhniat M., Rubaj M.: *Polietylen liniowy małej gęstości. cz. II.* Polimery 1990, 35. str. 271 – 275.
- [67] Ward J. M.: *Mechaniczne własności polimerów jako tworzyw konstrukcyjnych.* PWN. Warszawa 1975.
- [68] Wilczyński K.: *Przetwórstwo tworzyw sztucznych.* Oficyna wydawnicza Politechniki Warszawskiej. Warszawa 2000.
- [69] Zawistowski H. i inni: *Wytłaczanie tworzyw sztucznych.* Wydawnictwo poradników i książek technicznych Plastech. Warszawa 1999.
- [70] Zięba S.: *Podstawy procesu wytłaczania tworzyw technicznych. Wytłaczanie tworzyw sztucznych.* Wydawnictwo poradników i książek technicznych Plastech. Warszawa 1999.

TYTUŁ: Wpływ tarczowego mechanizmu uplastyczniania w wylączarce ślimakowo – tarczowej na właściwości mechaniczne wylóczyny

SŁOWA KLUCZOWE: tworzywa polimerowe, struktura konformacyjna polimery, struktura nadcząsteczkowa, wylóczarka ślimakowo – tarczowa, właściwości mechaniczne, stopień krystaliczności.

STRESZCZENIE

Celem pracy jest wykazanie, że warunki uplastyczniania polietylenu PE-LD w układzie ślimakowo – tarczowym eksperymentalnej wylóczarki ślimakowo – tarczowej wpływają na porządkowanie łańcuchów polimerowych. Następnie określenie w jakim stopniu efekt porządkowania wpływa na właściwości mechaniczne i strukturę mikroskopową wylóczyn PE-LD uzyskanych w postaci pręta. Aby zrealizować cele badań przeprowadzono analizę obliczeniowo – symulacyjną, wylóczanie tworzywa i pomiar właściwości mechanicznych i budowy strukturalnej.

W badaniach symulacyjnych określono w jakim stopniu strefa tarczowa wpływa na przemieszczanie się cząstek łańcuchów polimerowych. Zbadano wpływ: wymiaru szczeliny $s[mm]$, wydajności $\dot{W}[mm^3/s]$, położenia w szczelinie $x[mm]$ i średnicy tarczy $D_T[mm]$ na tendencję porządkowania łańcuchów polimerowych. Następnie w celu potwierdzenia wpływu strefy tarczowej wylóczarki ślimakowo – tarczowej na porządkowanie struktury polimeru przeprowadzono wylóczanie na wylóczarce ślimakowo – tarczowej, gdzie czynnikami zmiennymi są: wymiar szczeliny $s[mm]$ i prędkość obrotowa $n[obr/s]$.

W kolejnym kroku oznaczono cechy wytrzymałościowe uzyskanych wylóczyn (wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie względne przy zerwaniu, twardość i udarność), a także przeprowadzono kompleksowe badania struktury za pomocą: różnicowej kalorymetrii skaningowej DSC (określenie stopnia krystaliczności), skaningowej mikroskopii elektronowej SEM (zdjęcia struktury uzyskanych wylóczyn). Dla wykazania specyficznego oddziaływania strefy tarczowej dokonano porównania właściwości przetwórczych eksperymentalnej wylóczarki ślimakowo – tarczowej i klasycznej wylóczarki ślimakowej. Do badań doświadczalnych wykorzystano polietylen małej gęstości PE-LD FABS MALEN E.

Dzięki badaniom symulacyjnym stwierdzono, że w wyniku przepływu tworzywa w strefie tarczowej wylóczarki, gradient prędkości może powodować rozprostowywanie (wydłużanie), naturalnie poskręcanych łańcuchów polimerowych.

Obliczeniowa wartość wydłużenia łańcucha polimerowego w strefie tarczowej została w pracy określona przeze mnie jako wskaźnik stopnia porządkowania struktury polimerowej. Wydłużanie łańcuchów polimerowych i ich porządkowanie jest zjawiskiem korzystnym gdyż umożliwia otrzymanie tworzywa o bardziej uporządkowanej strukturze nadcząsteczkowej. Po przeprowadzeniu badań doświadczalnych zauważono wpływ stopnia porządkowania na właściwości mechanicznych, a także wyraźny wpływ na budowę mikrostruktury polimeru.

Rezultatem poznawczym pracy jest poznanie i opisanie mechanizmu przepływu tworzywa polimerowego w szczelinie tarczowej, a także poznanie właściwości przetwórczych tarczowego mechanizmu uplastyczniania i jego wpływu na właściwości użytkowe wycieczyny.

Na podstawie wyników badań i ich analizy stwierdzono, że właściwości przetwórcze mechanizmu tarczowego wycieczarki ślimakowo – tarczowej powodujące porządkowanie łańcuchów polimerowych wpływają na właściwości mechaniczne przetwarzanego tworzywa polimerowego. Wynika z tego, że teza badawcza postawiona w niniejszej pracy została potwierdzona.

TITLE: Influence of the disc mechanism plasticization in screw – disk extruder on mechanical proprieties material.

KEY WORDS: polymer material, polymer conformational structure, supermolecular structure, screw-disc extruder, mechanical properties, crystallinity degree.

SUMMARY

An aim of the research work is to prove that conditions of plasticization in the system screw - disc of the experimental screw-disc extruder polyethylene PE-LD influence on the ordering of polymer chains. Next, the qualification in what degree the ordering effect influence on mechanical proprieties and the microscopic structure of obtained material. To realize the aims of researches realized the analytical – simulating, polymer material extrusion moulding and measurement mechanical properties and structure.

In simulating researches which an aim is the qualification in what degree the disc zone influence on the displacement of the particle of polymer chains. The influence of: the chink dimension $s[mm]$, efficiency $\dot{W}[mm^3/s]$, place of location in disc crevice $x[mm]$, the diameter of the shield $D_r[mm]$, on tendencies of arrangement of polymers chains is presented. The confirmations of the influence of the disc zone of the screw - disc extruder on the ordering of the structure of the polymer are realized by extrusion on the screw - disc extruder. Labile parameters are: the chink dimension $s[mm]$ and the rotational speed $n[obr/s]$.

In the following step mechanical properties of obtained material (the endurance on the extension, the relative extension at tension at rupture, the hardness and the impact resistance) are marked. The complex researches of the structure: the differential scanning calorimetry DSC (the qualification of the degree of the crystallinity), scanning of the electron microscopy SEM (takings off of the structure of obtained material) are realized. For showing the specific influence of the disc zone, one comparison of processing proprieties of the experimental screw - disc extruder and classical extruder is excuted. In experimental researches the low density polyethylene PE-LD FABS MALEN E is used.

Results of simulation researches ascertain that as a result of the flow of material in the disc zone of the extruder, the gradient of the velocity can cause straightening (lengthening), naturally stranded polymer chains.

The computational value of the extension of polymer chain in the disc zone is defined by me as the ordering degree rate of polymer structure.

Lengthening of polymer chains and their ordering is a profitable occurrence, because it makes possible to receipt material with more ordered supermolecular structure. After the experimental researches the influence of the ordering degree rate on mechanical proprieties, and the also distinct influence on the construction of the microstructure of the polymer is noticed.

A cognitive result of the research work are the recognition and description of the mechanism of the flow of polymer material in the disc chink , and also the recognition of processing proprieties of the disc mechanism of plasticization and his influence on the material useful propriety.

On the ground results research and their analysis is ascertained that processing proprieties of the disc mechanism of the screw - disc extruder the causing ordering of polymer chains influence on mechanical proprieties of processed polymer material. The thesis proposition put in the presented research work are confirmed.