

Stan fazowy i niektóre własności mechaniczne mieszanin polistyrenu z poli(metakrylanem metylu)

Polimery o różnej budowie chemicznej stanowią z punktu widzenia termodynamiki zwykle układy niemieszalne [1, 2]. Jak wynika z opublikowanych wyników prac doświadczalnych, liczba polimerów wzajemnie mieszalnych jest niewielka, a maksymalny udział polimeru ulegającego rozpuszczeniu w matrycy, tj. w drugim wielkocząsteczkowym składniku — znikomy [3, 4].

Mieszaniny polimerów (zwłaszcza otrzymane przez zmieszanie stopionych składników) stanowią najczęściej układy heterogeniczne. Molekularną dyspersję wielkocząsteczkowych składników mieszaniny można w niektórych wypadkach uzyskać przez rozpuszczenie wyjściowych składników we wspólnym rozpuszczalniku. Szybkie wydzielenie rozpuszczalnika z układu pozwala na uniknięcie makroskopowego rozdziału faz [5]. Odnosi się to zwłaszcza do mieszanin polimerów amorficznych, w których nie występują procesy prowadzące do powstania struktur nadcząsteczkowych, co ułatwia uzyskiwanie dyspersji quasi-molekularnej, nawet w razie braku termodynamicznej mieszalności składników.

*) Instytut Chemii Związków Wielkocząsteczkowych AN USRR — Kijów.

Podjęliśmy badania mieszanin polistyrenu (PS) z poli(metakrylanem metylu) (PMMA), otrzymanych przez rozpuszczenie obydwu składników we wspólnym rozpuszczalniku i następnie jego odparowanie. Celem pracy było ustalenie wpływu struktury fazowej na niektóre własności mieszanin z różnymi udziałami wagowymi składników. Szczególną uwagę zwrócono na mieszaniny o małym udziale jednego ze składników.

Próbki

Obiektem badań były mieszaniny PMMA (Dakryl-2 prod. ZSRR o masie cząsteczkowej $M_v = 1,1 \times 10^4$ ¹⁾) oraz PS (PS-D prod. ZSRR) o masie cząsteczkowej $M_v = 50 \times 10^4$ ²⁾). Termodynamiczną niemieszalność tych polimerów wykazano we wcześniejszych pracach [3, 4, 6].

Mieszaniny otrzymywano w drodze rozpuszczenia w chlorku metylenu obu składników w odpowiednim stosunku wagowym. Roztwór wylewano na płytkę i suszono w su-

¹⁾ Oznaczono na podstawie pomiarów lepkości roztworów w acetonie $T = 20^\circ\text{C}$, $[\eta] = 5,5 \times 10^{-3} (M_v)^{0,78}$ [7].

²⁾ Roztwór w benzenie, $T = 20^\circ\text{C}$, $[\eta] = 6,3 \times 10^{-3} (M_v)^{0,78}$ [8].

szarce do osiągnięcia przez próbkę stałej masy¹⁾. Otrzymano w ten sposób folie z PS i PMMA oraz folie zawierające 1, 5, 10, 20, 40, 60, 80, 90, 95 i 99 cz. wagowych każdego polimeru.

Metodyka badań i aparatura

Badane mieszaniny charakteryzowano z zastosowaniem szeregu standardowych metod eksperymentalnych.

W celu uzyskania wstępnych informacji o strukturze fazowej i oddziaływaniu w mieszaninach PS z PMMA otrzymanych przez wspólne rozpuszczenie w chlorku metylenu oznaczono ich temperatury zeszklenia. Zależność objętości właściwej od temperatury w przedziale 25°–120°C oznaczono pod ciśnieniem normalnym metodą dyilatometrii rtęciowej. Próbkę w postaci tabletek cylindrycznych formowano przez sprasowanie rozdrobionych folii otrzymanych z mieszanin w temp. 180°C pod ciśnieniem 100 MPa. Na podstawie niezależnych badań mikroskopowych stwierdzono, że przygotowanie próbek do badań dyilatometrycznych nie powoduje zmian struktury fazowej. W mikroskopowych badaniach struktury fazowej zastosowano mikroskop optyczny typu MPI-2 prod. polskiej, prowadząc obserwacje próbek w postaci folii grubości 10 µm. Elektronomikroskopowe badania strukturalne prowadzono metodą replik otrzymanych z powierzchni próbek po uprzednim ich wytrawieniu w plazmie. Do badań zastosowano mikroskop elektronowy UEMW-100 W (ZSRR).

Badania struktury fazowej mieszanin z zastosowaniem rentgenograficznej metody rozproszenia szerokokątowego prowadzono za pomocą dyfraktometru DRON-2 (ZSRR) (anoda — Cu, filtr — Ni, detektor proporcjonalny), a wąskokątowego za pomocą dyfraktometru z kamerą Kratky'ego (anoda — Cu, filtr — Ni, detektor scyntylacyjny, monochromator z całkowitym wewnętrznym odbiciem). Schemat roboczy tej aparatury został opisany wcześniej [9]. Sprowadzenia krzywych charakteryzujących rozproszenie wąskokątowe do jednostek absolutnych dokonano za pomocą próbki standardowej polietylenu — Lupolen — z laboratorium prof. Kratky'ego. Obliczenia charakterystyk mikroheterogenicznej struktury wykonano za pomocą komputera MIR-1 (ZSRR) według algorytmów programu Vonka [10]. Do tych badań strukturalnych użyto próbek w postaci folii grubości 1 mm.

Badania własności mechanicznych wykonano za pomocą uniwersalnej maszyny wytrzymałościowej „Instron”, prowadząc deformację próbek ze stałą prędkością 2 cm/min. Próbkę w kształcie wiosełka o wymiarach 10 mm × 5 mm wycięto z folii grubości 350 µm.

Wyniki pomiarów

Analiza elementarna

Zastosowanie w tej pracy metody otrzymywania mieszanin polimerów na drodze rozpuszczania dwu wielkocząsteczkowych składników we wspólnym rozpuszczalniku nie pozwalała na całkowite wydzielanie rozpuszczalnika z układu w procesie suszenia. Dla pełnego scharakteryzowania badanych mieszanin próbki poddano analizie elementarnej w celu określenia zawartości chloru, której wyniki posłużyły do określenia zawartości CH_2Cl_2 . Wyniki oznaczeń dotyczących przede wszystkim mieszanin o niewielkiej zawartości PMMA i PS przedstawia tabela 1.

Tabela 1. UDZIAŁ WAGOWY CHLORKU METYLENU W PRÓBKACH MIESZANIN PS-PMMA.

Udział PMMA w mieszaninie polimerów, % wag.	Zawartość chlorku metylenu, % wag.
0	1,0
0,5	1,89
1	1,69
5	1,93
40	3,63
90	7,01
95	6,29
99	6,66
100	7,49

¹⁾ Czas suszenia 12 h, temp. 30°C, ciśnienie normalne.

Jak wynika z tabeli 1 resztkowa zawartość CH_2Cl_2 w układzie PS-PMMA nie przewyższa kilku procent i wykazuje tendencję wzrostową w miarę powiększania zawartości PMMA w mieszaninie. Obecność zatem rozpuszczalnika pozwala traktować badane mieszaniny jako układy typu: polimer A — polimer B — resztkowy rozpuszczalnik. Stosunkowo duża zawartość rozpuszczalnika w badanych mieszaninach wynika ze sposobu suszenia folii (dość niska temperatura, krótki czas) wybranego dla uniknięcia zmian struktury folii w razie wygrzewania przez dłuższy okres czasu w wyższej temperaturze.

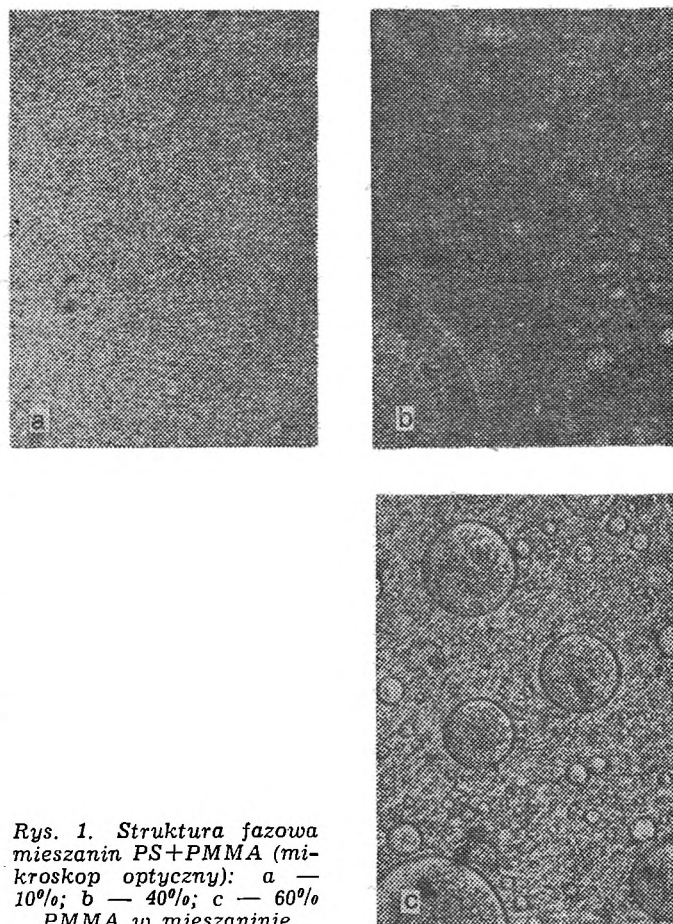
Dylatometria

Pomiary dyilatometryczne wykazały, że wprowadzenie w matrycę polistyrenu niewielkiej ilości PMMA (<10% wag.) nie wpływa praktycznie na kształt dylatogramów, które można aproksymować dwiema prostymi przecinającymi się w temperaturze zeszklenia próbki (T_g). Wzrost zawartości PMMA w tym zakresie udziałów powoduje jednak obniżenie T_g od 83°C, oznaczonej dla PS, do 65°C w wypadku mieszaniny zawierającej 10% wag. PMMA. Na dylatogramie PMMA obserwuje się $T_g = 72^\circ\text{C}$.

Pomiary dyilatometryczne mieszanin zawierających powyżej 10% PMMA wykazały dwie temperatury T_g : ok. 60 i 80°C.

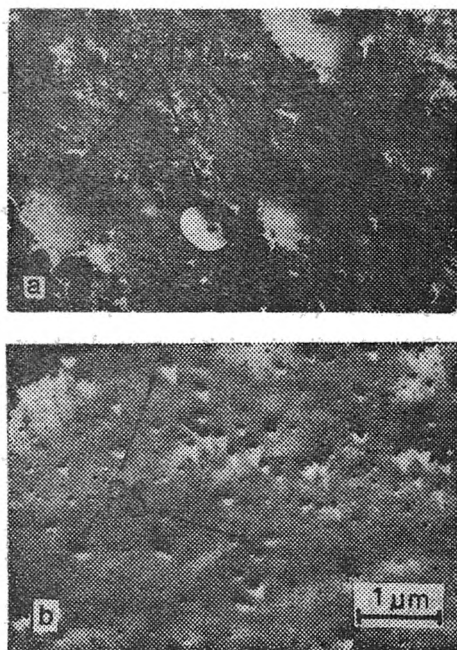
Mikroskopowe badania strukturalne

Badania struktury fazowej za pomocą mikroskopu optycznego wykazały heterogeniczną budowę mieszanin w zakresie zawartości 10–90% każdego składnika. Składnik traktowany jako domieszka występuje w postaci kulistych inkluzji (o znacznej polidispersji rozmiarów), rozproszonych w matrycy polimeru podstawowego. Rys. 1 przedstawia mikrofotografie folii niektórych mieszanin.



Rys. 1. Struktura fazowa mieszanin PS+PMMA (mikroskop optyczny): a — 10%; b — 40%; c — 60% PMMA w mieszaninie.

W celu zbadania struktury fazowej układów zawierających <10% polimeru występującego w mniejszej ilości zastosowano metodę mikroskopii elektronowej. Obserwacje replik powierzchni folii wykazały obecność samodzielnej

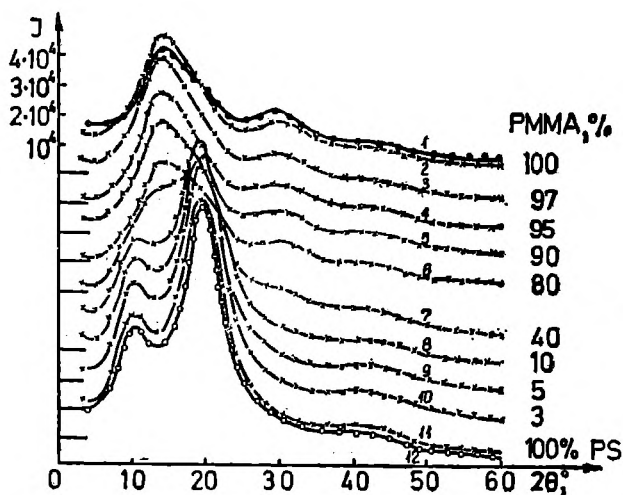


Rys. 2. Struktura fazowa mieszanin PS + PMMA obserwowana za pomocą mikroskopu elektronowego: a — 5% PMMA w matrycy PS; b — 1% PS w matrycy PMMA.

fazy składnika dodanego przy zawartości 5% PMMA w matrycy PS i 1% PS w matrycy PMMA. Mikrografie replik tych mieszanin przedstawia rys. 2.

Rentgenograficzne badania struktury fazowej mieszanin

Rys. 3 przedstawia szerokokątowe, a rys. 4 — wąskokątowe rentgenogramy próbek układów badanych oraz — dla porównania — próbek PMMA i PS uzyskanych ze stopionego polimeru, a więc nie zawierających resztkowego rozpuszczalnika. Jak wynika z rysunków, krzywe dyfrakcyjne próbek samego PS i PS zawierającego 1,0% CH_2Cl_2 są w obu zakresach kątów rozpraszania niemal identyczne, wykazując niski poziom rozproszenia, typowy dla polimerów amorficznych [11–13]. Taki przebieg rentgenogramów świadczy o tym, że małe ilości rozpuszczalnika w PS nie wpływają w zauważalny sposób ani na bliskie uporządkowanie, ani na strukturę tego polimeru.



Rys. 3. Zależność natężenia (J) rozproszonego promieniowania rentgenowskiego od kąta rozproszenia (θ) mieszanin PS + PMMA. Krzywe 1 i 12 odpowiadają próbkom PMMA i PS otrzymanym ze stopionych polimerów (bez resztkowego rozpuszczalnika).

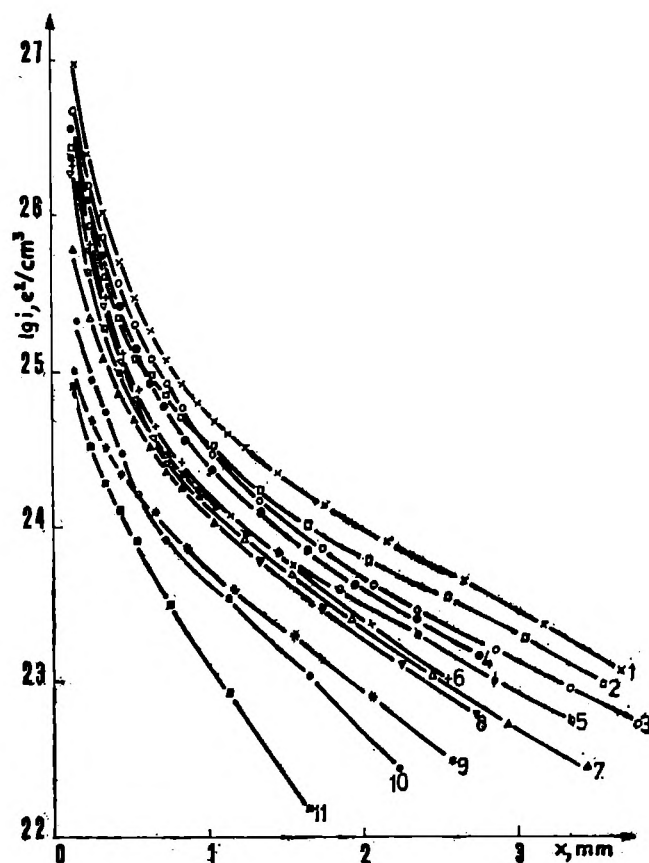
Jak wynika z rys. 3, na szerokokątowych dyfraktogramach mieszanin badanych można zaobserwować efekty dyfrakcyjne pochodzące zarówno od PS, jak i PMMA. Główne maksima związane z PS występują pod kątami 10° i $19,2^\circ$, a główne maksimum związane z PMMA — pod kątem $13,8^\circ$. Najwyraźniejsze efekty dyfrakcyjne, charakterystyczne dla obu polimerów, obserwuje się na krzywych rozproszenia mieszanin zawierających 40% i 90% PMMA. W tym wypadku nawet jakościowa analiza dyfraktogramów wskazuje na występowanie w układzie oddzielnych obszarów o strukturze takiej samej jak czystych składników.

W celu przeprowadzenia dokładnej analizy na podstawie krzywych dyfrakcyjnych z rys. 3 obliczono R_1 i R_2 , odpowiednio:

$$R_1 = \frac{I_{13,8}}{I_{10} + I_{13,8} + I_{19,2}} \quad R_2 = \frac{I_{10} + I_{19,2}}{I_{10} + I_{13,8} + I_{19,2}} \quad (1)$$

gdzie: $I_{13,8}$ — natężenie głównego maksimum PMMA na krzywych mieszanin; I_{10} i $I_{19,2}$ — natężenie głównych maksimów PS.

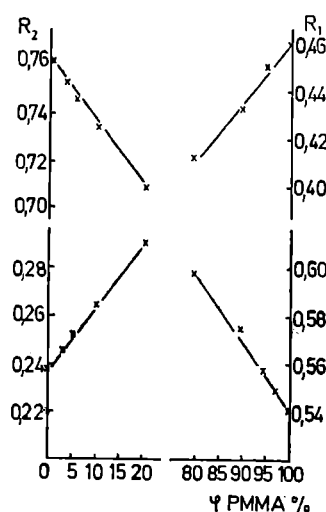
Wielkości R_1 i R_2 nie mają określonej interpretacji fizycznej, jednak przy zachowaniu addytywności promieniowania rozproszonego na ich podstawie możemy sądzić o udziale faz w mieszaninach.



Rys. 4. Wąskokątowe rentgenogramy mieszanin PS + PMMA: 1 — 100% PMMA z roztworu; 2 — 95% PMMA; 3 — 0,5% PMMA; 4 — 40% PMMA; 5 — 5% PMMA; 6 — 90% PMMA; 7 — 1% PMMA; 8 — 99% PMMA; 9 — PS ze stopu; 10 — PS z roztworu; 11 — PMMA ze stopu.

Zależność R_1 i R_2 od składu mieszanin przedstawia rys. 5. Jak widać z rysunku, zależności te mają charakter prostoliniowy, co świadczy o zachowaniu stosunku wysokości maksimów na krzywych rozproszenia szerokokątowego, związanych z poszczególnymi składnikami. Wynika stąd, że w tym zakresie kątów rozproszenia wysokości maksimów są addytywne. Prostoliniowa zależność R_1 i R_2 od składu świadczy o tym, że proces rozdzielania faz PS i PMMA zachodzi już przy stosunkowo małej zawartości jednego ze składników.

Rys. 5. Zależność R_1 i R_2 od składu mieszanin PS + PMMA, φ — udział PMMA w mieszaninie.



W wypadku PMMA dyfraktogramy czystego polimeru i próbki zawierającej 7,49% CH_2Cl_2 wykazują nieznaczne różnice w zakresie szerokich kątów rozpraszania, natomiast bardzo różnią się w zakresie wąskokątowym. Poziomy rozpraszania wąskokątowego PMMA bez rozpuszczalnika i PS są zbliżone, podczas gdy próbka zawierająca 7,49% rozpuszczalnika wykazuje rozproszenie o dwa rzędy większe.

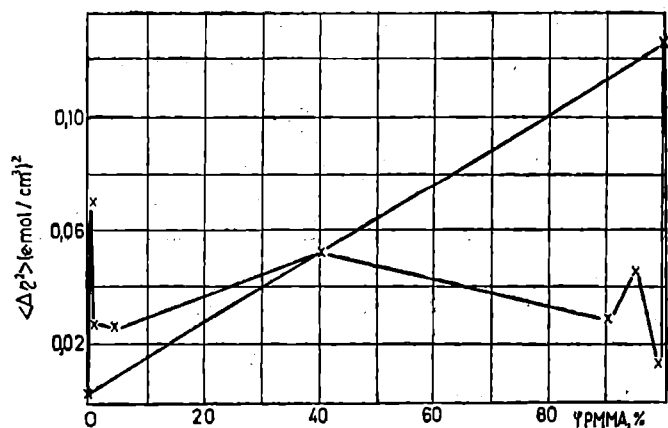
Rezultaty te świadczą o mikroheterogenicznej strukturze próbki PMMA otrzymanej z roztworu oraz wskazują na istotne różnice w porównaniu z próbkami otrzymanymi ze stopionego polimeru.

Z przebiegu krzywej dyfrakcji wąskokątowej można sądzić, że w foliach polimeru otrzymanego z roztworu w CH_2Cl_2 występują obszary o powiększonym stężeniu rozpuszczalnika. Brak efektów interferencyjnych między tymi obszarami świadczy o braku korelacji ich odległości w objętości polimeru i znacznej polidispersyjności.

W związku z obserwowaną zmianą natężenia rozproszenia w próbkach PMMA zawierających rozpuszczalnik rozpatrzono zależność fluktuacji gęstości elektronowej ($\Delta\eta^2$), obliczonej z rozpraszania niskokątowego, od stężenia resztkowego rozpuszczalnika w mieszaninie.

Na rys. 6 krzyżykami zostały oznaczone wartości fluktuacji gęstości elektronowej w mieszaninach PMMA z PS w zależności od udziału PMMA. Ze względu na różną zawartość CH_2Cl_2 w próbkach o różnym udziale PMMA w mieszaninie, wartości fluktuacji gęstości elektronowej zostały przeliczone na jednakową zawartość resztkowego rozpuszczalnika. Linia ciągła przedstawia krzywą addytywną fluktuacji elektronowej mieszanin przy założeniu, że PMMA nie zawiera CH_2Cl_2 .

Jak wynika z rys. 6 względne odchylenie fluktuacji gęstości elektronowej wszystkich badanych mieszanin od linii prostej są dość duże. Wskazuje to, że uzyskane przez nas mieszaniny są heterogeniczne. Obecność CH_2Cl_2 powoduje

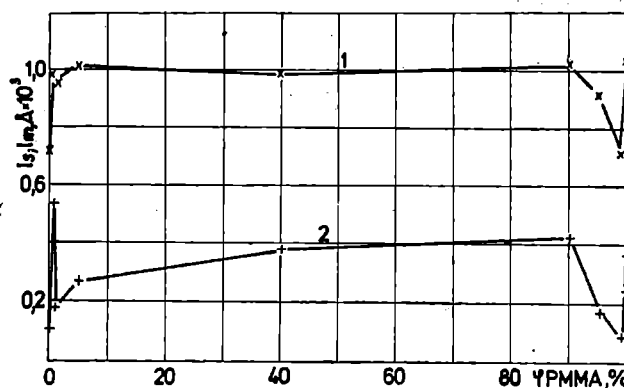


Rys. 6. Zależność fluktuacji gęstości elektronowej od składu mieszaniny.

wyraźne zróżnicowanie składników mieszaniny, przejawiające się w intensywności maksimum na krzywych szerokokątowego rozpraszania promieni Roentgena.

W celu scharakteryzowania heterogenicznej struktury badanych układów wprowadzono dwie wielkości: l_s — średni rozmiar cząstek fazy zdyspergowanej [14] i l_m — minimalny rozmiar cząstek fazy zdyspergowanej [15].

Metodą stycznych [14] rozdzielono krzywe rozproszenia $\ln i = f(x^2)$ na udziały pochodzące od cząstek o różnych rozmiarach, otrzymując liczbowe wartości l_s i l_m . Rys. 7 przedstawia zależność l_s i l_m od udziału wagowego PMMA w mieszaninie. Jak widać ani wartości l_s , ani l_m , odpowiadające różnym składom, nie wykazują zbyt wielkich różnic i zawierają się w przedziałach: $l_s = 1000$ do $1200 \text{ \AA}$ i $l_m = 100$ do $300 \text{ \AA}$.



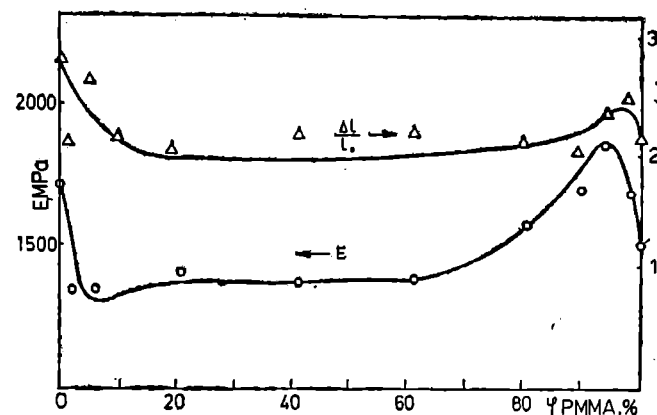
Rys. 7. Zależność l_s (1) i l_m (2) od składu mieszaniny.

Przy małych udziałach PS w PMMA wartości l_s i l_m maleją, co świadczy, że w tym zakresie udziałów rozmiary cząstek PS w PMMA są mniejsze niż rozmiary niejednorodności strukturalnych występujących w PMMA zawierającym tylko resztkowy rozpuszczalnik. Podobne, chociaż mniej wyraźne zmiany l_s i l_m występują przy małej zawartości PMMA w PS.

Wszystkie krzywe natężenia rozpraszania wąskokątowego w zakresie $x > 1 \text{ mm}$ wykazują odchylenie od prawa Poroda [16], co świadczy o obecności w próbkach warstwy przejściowej między obszarami o większej i mniejszej gęstości elektronowej [15].

Własności mechaniczne

Zbadano własności mechaniczne omawianych mieszanin w zakresie składów od 0 do 100%, zwłaszcza wpływ udziału PMMA w PS na wartość modułu sprężystości mieszanin oraz na wydłużenie względne przy zerwaniu. Wyniki pomiarów przedstawia rys. 8. Jak widać, krzywa zależności wydłużenia względnego $\Delta l/l$ przy zerwaniu w całym zakresie



Rys. 8. Zależność modułu sprężystości (E) i wydłużenia względnego przy zerwaniu ($\Delta l/l$) od składu mieszanin PS + PMMA.

składów ma charakter praktycznie prostoliniowy. Przy małym udziale PMMA w PS (lub odwrotnie) występują nieznaczne odchylenia ($< 1\%$).

Słaba zdolność badanych mieszanin do deformacji ($\Delta l/l_0 \approx 2\%$) wynika z faktu, że oba polimery w warunkach eksperymentu są w stanie szklistym.

Zależność modułu sprężystości w funkcji składu ma bardziej złożony charakter. O ile w zakresie średnich zawartości PMMA w mieszaninie (10–90%) zależność ta jest prostoliniowa, to w zakresie małych udziałów PMMA obserwuje się wyraźne minimum, bardzo dużej zaś zawartości PMMA (małej zawartości PS) odpowiada maksimum na krzywej.

Dyskusja wyników

Duże natężenie rozproszenia rentgenowskiego przez mieszaniny jest zapewne spowodowane rozpraszaniem zachodzącym na elementach struktury heterogenicznej wskutek skonstruowania jej przez obecność reszkowego rozpuszczalnika bądź rozpraszaniem wywołanym obecnością stosunkowo małych (100–1000 Å) inkluzji jednego polimeru w matrycy drugiego.

W pierwszym wypadku fluktuacje gęstości elektronowej powinny być proporcjonalne do zawartości PMMA w mieszaninie.

Jak wynika z rys. 6, jest to słuszne tylko w odniesieniu do mieszaniny zawierającej 40% PMMA, tj. w obszarze inwersji faz, gdzie stopień dyspersji nie jest zbyt wielki. Przy pozostałych zawartościach PMMA względne odchylenia fluktuacji gęstości elektronowej od wartości addytywnych przewyższają 50%, co świadczy o wystąpieniu rozpraszania międzyskładnikowego (wtrącenia jednego z składników nie przekraczają 1500 Å).

Obszary heterogeniczności próbek PS i PMMA otrzymanych z roztworu, których rozmiary oznaczono na podstawie rozpraszania wąskokątowego, można utożsamiać ze strukturą heterogeniczną tych polimerów.

Krzywe na rys. 4, opisujące rozpraszanie w czystym PS i PS zawierającym rozpuszczalnik, mają przebieg bardzo zbliżony, co mogłoby sugerować występowanie podobnej heterogeniczności. Podobne zależności stwierdzono w wypadku PMMA otrzymanego ze stopu oraz z rozpuszczalnika, co również świadczy o podobnej naturze niejednorodności w obu próbkach PMMA. Krzywa odpowiadająca PMMA otrzymanemu z rozpuszczalnika wykazuje znacznie większe natężenie rozproszonego promieniowania rentgenowskiego wskutek obecności CH_2Cl_2 .

Na uwagę zasługuje nagły wzrost fluktuacji gęstości elektronowej w próbkach zawierających 0,5 i 1% PMMA w matrycy PS, znacznie odbiegający od addytywności. Obliczona wartość fluktuacji gęstości elektronowej mieszaniny zawierającej 0,5% PMMA (z uwzględnieniem CH_2Cl_2) równa się $0,7 \cdot 10^{-4}$, podczas gdy wartość eksperymentalna wynosi $0,69 \cdot 10^{-4} \text{ e} \cdot \text{mol}^2/\text{cm}^3$, a więc zgodność obu wyników jest dobra. Analogiczny wynik otrzymuje się w wypadku mieszaniny zawierającej 1% PMMA. Stąd właśnie wniosek, że przy tych stężeniach elementami mikroheterogenicznej struktury mieszaniny są wtrącenia PMMA o rozmiarach rzędu setek Å.

Jednak już przy zawartości 5% PMMA stopień jego zdyspersjowania w matrycy maleje, co uwiidocznia się w zmniejszeniu wartości $\langle \Delta \eta^2 \rangle$. Przy przejściu do średnich stężeń mieszanina PS–PMMA zawiera duże agregaty PS i PMMA, wykazując niski stopień zdyspersjowania materiału.

W obszarze małych domieszek PS wartości $\langle \Delta \eta^2 \rangle$ są znacznie mniejsze od addytywnych, co może być związane z agrogowaniem PS w duże wtrącenia nawet przy bardzo małej jego zawartości ($\leq 1\%$) lub z pełnym niwelowaniem różnic gęstości elektronowej PS i PMMA w wyniku dyfuzji CH_2Cl_2 z matrycy PMMA w warstwę graniczną wtrąceń polistyrenu.

Krzywa zmian modułu sprężystości w funkcji składu ma kształt często obserwowany w badaniach układów heterogenicznych [17, 18].

Przebieg krzywej można wyjaśnić na podstawie wyników badań strukturalnych. W zakresie małych udziałów PMMA polimer ten występuje w matrycy PS w postaci małych wtrąceń zawierających znaczną ilość chlorku metylenu, zwłaszcza w warstwie granicznej. Domieszka o takiej strukturze może silnie plastyfikować matrycę, zmniejszając moduł sprężystości układu. Maksimum na krzywej w zakresie dużej ($\sim 95\%$) zawartości PMMA (małe domieszki PS) można wyjaśnić wzmacniającym (antyplastyfikującym) oddziaływaniem napelnacza na matrycę PMMA spłastyfikowanego CH_2Cl_2 . Ekstremalne punkty krzywej $E=f(\text{skład})$ występują przy stężeniach domieszek, przy których rozpoczyna się rozdział układu na samodzielne, zdyspersgowane fazy.

PODSUMOWANIE

Przedstawione wyniki prowadzą do wniosku, że badane mieszaniny polistyrenu z poli(metakrylanem metylu) stanowią układy niemieszalne w całym zakresie udziałów obu polimerów.

Chlorek metylenu, użyty jako rozpuszczalnik podczas otrzymywania mieszanin, pozostaje po odparowaniu w pewnej reszkowej ilości, stanowiąc trzeci składnik układu, przy czym zawartość jego w każdej z faz jest niejednakowa. Heterogeniczna struktura fazowa tego typu wykazuje znaczny wpływ na własności mechaniczne mieszanin, przejawiający się w zależności modułu sprężystości od składu mieszaniny, zwłaszcza w zakresie stosunkowo niewielkich udziałów polimeru traktowanego jako domieszka.

LITERATURA

1. Konigsveld R., Kleintjens L.A., Schoffeleers H.M.: *Pure and Appl. Chem.* 1974, 39, 1.
2. Patterson D.: *Rubber Chem. Technol.* 1967, 40, 1.
3. Kulezniew W.N.: w „*Mnogokomponentnyje polimernyje sistemy*”. Izd. „Chimija”, Moskwa 1974; str. 10–60.
4. Krause S.: *J. Macromol. Sci. Revs. Macromol. Chem.* 1972, C-7, nr 2, 251.
5. Shultz A.R., Mankin G.I.: *J. Polym. Sci., Polym. Symp.* 1976, C-54, 341.
6. Tager A.A.: *Wysokomol. Sojed.* 1972, A-14, 2690.
7. Oth J., Desreux V.: *Bull. Soc. Chem. Belges* 1957, 66, 303.
8. Cantow M., Mayerhoff G., Schulz G.V.: *Makromol. Chem.* 1961, 50, 72.
9. Lipatow Ju.S., Szyłow B.B., Minenko N.N. i in.: „*Fizicheskie svojstwa i struktura polimerow*”. Wyd. „Naukowa Dumka”, Kijów 1977; s. 320.
10. Lipatova T.E., Shilov V.V., Basilevskaja N.P., Lipatov Ju.S.: *Brit. Polym. J.* 1977, 9, 2, 164.
11. Wendorf J.H., Fisher E.W.: *Kolloid Z. — Z. Polymere* 1973, 251, 876.
12. Wendorf J.H., Fisher E.W.: *Kolloid Z. — Z. Polymere* 1973, 251, 884.
13. Uhlmann D.R., Reminger A.L.: *J. Macromol. Sci. — Phys.* 1976, B 12(2), 153.
14. Guinier A., Fournet G.: „*Small Angle Scattering of X-Rays*”, N-Y, John Wiley 1955.
15. Ruland V.W.: *J. Appl. Cryst.* 1971, 4, 70.
16. Porod T.: *Kolloid Z.* 1951, 124, 83.
17. Pakuła T., Grębowicz J., Kryszewski M.: „*Wpływ struktury fazowej na moduł sprężystości mieszanin PE z PS i PP z PS*”. *Polimery* 1978, 23, 425.
18. Lipatow Ju.S.: „*Fizikochimija napolnennych polimerow*”. Wyd. „Naukowa Dumka”, Kijów 1972.

Otrzymano 22.II.1979 r.

CO TO JEST?

Adeka New Ace (Asahi Denka Kogyo Co., Japonia) — żywica poliestrowa, wytwarzana we współpracy z Witco Chemical Co. (Japan Plastics News 1979, 25, nr 8, 117).

Adeka Ultra Set (Asahi Denka Kogyo Co. Japonia) — żywica epoksydowa utwardzająca się pod wpływem promieniowania UV, oparta na utwar-

dzaczu American Can Co. (Japan Plastics News 1979, 25, nr 8, 117).

Alflon COP (Asahi Glass Co., Keiyo Seisakusho, Japonia) — kopolimer czterofluoroetylen/etylen, przeznaczony do wykładania aparatury chemicznej. W razie potrzeby wzmocnienia dodaje się doń włókno węglowe (Japan Plastics News 1979, 25, nr 7, 99).

Dowlex (Dow Chemical, USA) — liniowy polietylen małej gęstości do wyrobu folii, wtrysku, wytłaczania i innych sposobów przetwarzania, o własnościach lepszych od PE_{mg} tej samej gęstości i tym samym WSP (Modern Plastics Internatl. 1979, 9, nr 11, 57).

S.C.