

7. Семко Л. С., Горбик П. П., Сторожук Л. П. и др. Синтез и свойства нанокмозитов на основе магнетита и полимеров // Тез. докл. Междунар. конф. "Современное материаловедение: достижения и проблемы". – MMS – 2005. – Киев, сент., 2005. – Киев: Ин-т химии поверхности, 2005. – Т. 2. – С. 693–694.
8. Semko L. S., Gorbik P. P., Storozhuk L. P., Dubrovin I. V., Chuiko A. A. Magnet controllable magnetite-dextran nanoparticles // Abstracts of Inter. Conf. "Functional Materials". – ICFM – 2005. – Ukraine, Crimea, Partenit, 2005. – P. 273 (DR – 9/4).
9. Semko L. S., Gorbik P. P., Storozhuk L. P., Dubrovin I. V. et al. Nanocomposites based on the magnetite modified by silica // NATO advanced research workshop "Pure and applied surface chemistry and nanomaterials for human life and environmental protection". – Inter. conf. "Nanomaterials in chemistry, biology and medicine". – Sept. 14–17, 2005. – Kyiv. – Киев, 2005. – P. 120.
10. Латкин А. Т. Иммуномагнитная сепарация с последующей АТФ-метрией в экспрессиндикации шигелл Зонне: Автореф. дис. ... канд. мед. наук. – Москва, 2005. – 25 с.
11. Накамото К. ИК-спектры и спектры неорганических и координационных соединений. – Москва: Мир, 1991. – 505 с.
12. Brinker C. I., Scherer C. W. Sol-Gel Science. – New York: Acad. Pres. Inc. – 1990. – 908 p.
13. Коваленко А. С. Гринь С. В., Ильин В. Г. Особенности темплатного синтеза мезопористых материалов на основе титано-кремниевых эфиров // Теорет. и эксперим. химия. – 2004. – 40, № 1. – С. 46–51.
14. Литтл Л. Инфракрасные спектры адсорбированных молекул / Пер. с англ. – Москва: Мир, 1969. – 514 с.

Институт хімії поверхні НАН України, Київ

Надійшло до редакції 24.02.2006

УДК 678.675'126:746.523

© 2007

**О. В. Суберляк, В. Є. Левицький, Р. Собчак, Ю. Кошкуль,
А. Гнатовскі, А. Б. Тарнавський**

Морфологія сумішей поліамід — полівінілпіролідон

(Представлено членом-кореспондентом НАН України Ю. Ю. Керчено)

The morphology of the polyamide-polyvinylpyrrolidone blends is investigated.

Останнім часом інтенсивно розвиваються методи модифікації відомих полімерів з метою створення матеріалів з необхідними властивостями. Одним з найпростіших методів модифікації промислових термопластів є утворення сумішей на їх основі, оскільки при цьому достатньо технологічно просто можна отримати нові матеріали з цікавими, зокрема з дуже специфічними властивостями. Одержання полімерних однорідних сумішей з бажаними технологічними та експлуатаційними властивостями залежить від структурних особливостей їх будови, які, в свою чергу, визначаються природою компонентів, умовами змішування та подібністю термодинамічних, реологічних і фізико-механічних властивостей вихідних полімерів. У зв'язку з цим представляють інтерес дослідження, які спрямовані на встановлення морфології полімерів при їх змішуванні у в'язкоплинному стані з метою цілеспрямованого регулювання структури та властивостей суміші. До таких досліджень, у першу чергу, слід віднести рентгенографічний аналіз та дифракційну сканувальну калориметрію (ДСК).

У даній роботі для суміщення з полікапроамідом (ПА-6) був вибраний полівінілпіролідон (ПВП). Вибір цього полімеру зумовлений, з одного боку, спорідненістю функційних груп

ПВП й ПА-6, підвищеною поверхневою активністю ПВП на межі з іншими матеріалами, в т. ч. і полімерними; а з другого — комплексом специфічних властивостей, притаманних йому і його кополімерам [1]. Для покращення змішуваності з поліамідом використовували ПВП з порівняно невисокою молекулярною масою (12600 ± 2000) г/моль.

Методи досліджень. Ступінь кристалічності і середній розмір кристалітів визначені на основі рентгенографічного аналізу. Рентгенографічні дослідження проводили на дифрактометрі SEIFERT XRD 3003T-T. Фільтрували промені лампи з мідним анодом, довжина променів $\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,15418$ нм. Параметри роботи лампи такі: $U = 40$ кВ, $I = 30$ мА. Дослідження проводили в діапазоні кутів 2θ від 6° до 38° , довжина кроку вимірювання $0,1^\circ$, час імпульсів 8 с. На підставі вимірювань побудовано математичну модель з використанням функції Pearson VII, яка описує зміну вимірної інтенсивності залежно від кута 2θ . Ця функція дає змогу отримати математичний опис окремого рефлексу навіть у випадку, коли кілька рефлексів частково накладаються один на одний. За отриманими результатами обчислено ступінь кристалічності досліджуваних матеріалів. У діапазоні кутів 2θ спостерігалися найсильніші дифракційні рефлекси. Рентгенографічні дифрактограми досліджуваних сумішей разом з розділеними вузькокутовими рефлексами кристалічної фази та ширококутовими рефлексами аморфної фази наведені на рис. 1. З урахуванням величини площі під вказаними залежностями розраховано ступені кристалічності цих матеріалів. Для обчислення ступеня кристалічності (S_k) брали залежності, які представлені в роботі Вундерліха [2]:

$$S_k = \frac{I_k}{I_k + k \cdot I_a} \cdot 100\%,$$

де I_k — площа під рефлексом, який відноситься до кристалічної фази; I_a — площа під рефлексом, який відноситься до аморфної фази; k — коефіцієнт пропорційності, який враховує явище поляризації і ефект Лоренца (коефіцієнт Томпсона-Лоренца), температурні поправки та густини кристалічної та аморфної фаз (для ПА-6 $k = 0,77$; для ПВП $k = 0,78$).

Обробка дифрактограм і розрахунки здійснювались за допомогою спеціалізованих комп'ютерних програм.

За результатами рентгенографічних досліджень та з урахуванням рівняння Шеррера [3] обчислено середні розміри кристалітів для відбитих рефлексів від кристалічної фази:

$$L_{hkl} = \frac{k \cdot l}{\beta \cdot \cos \theta_{hkl}},$$

де k — константа Шеррера, яка знаходиться в межах від 0,9 до 1,0; l — довжина хвилі опромінення — $\lambda = 0,15148$ нм; θ_{hkl} — кут, рад; β — ширина дифракційної лінії в половині її висоти, рад.

Для визначення теплоти плавлення та кристалізації і параметрів фазових переходів застосовували ДСК. Дослідження проводили на калориметрі DSC 200 PC Phox фірми NETZSCH, забезпеченого комп'ютерною обробкою вимірювальних величин. Швидкість нагріву становила 10 град/хв.

Теплоту плавлення обчислювали залежністю [4]:

$$\Delta H_{\text{II}} = \frac{A_{\text{II}}}{A_{\text{III}}} \cdot \frac{m_{\text{III}}}{m_{\text{II}}} \cdot \Delta H_{\text{III}},$$

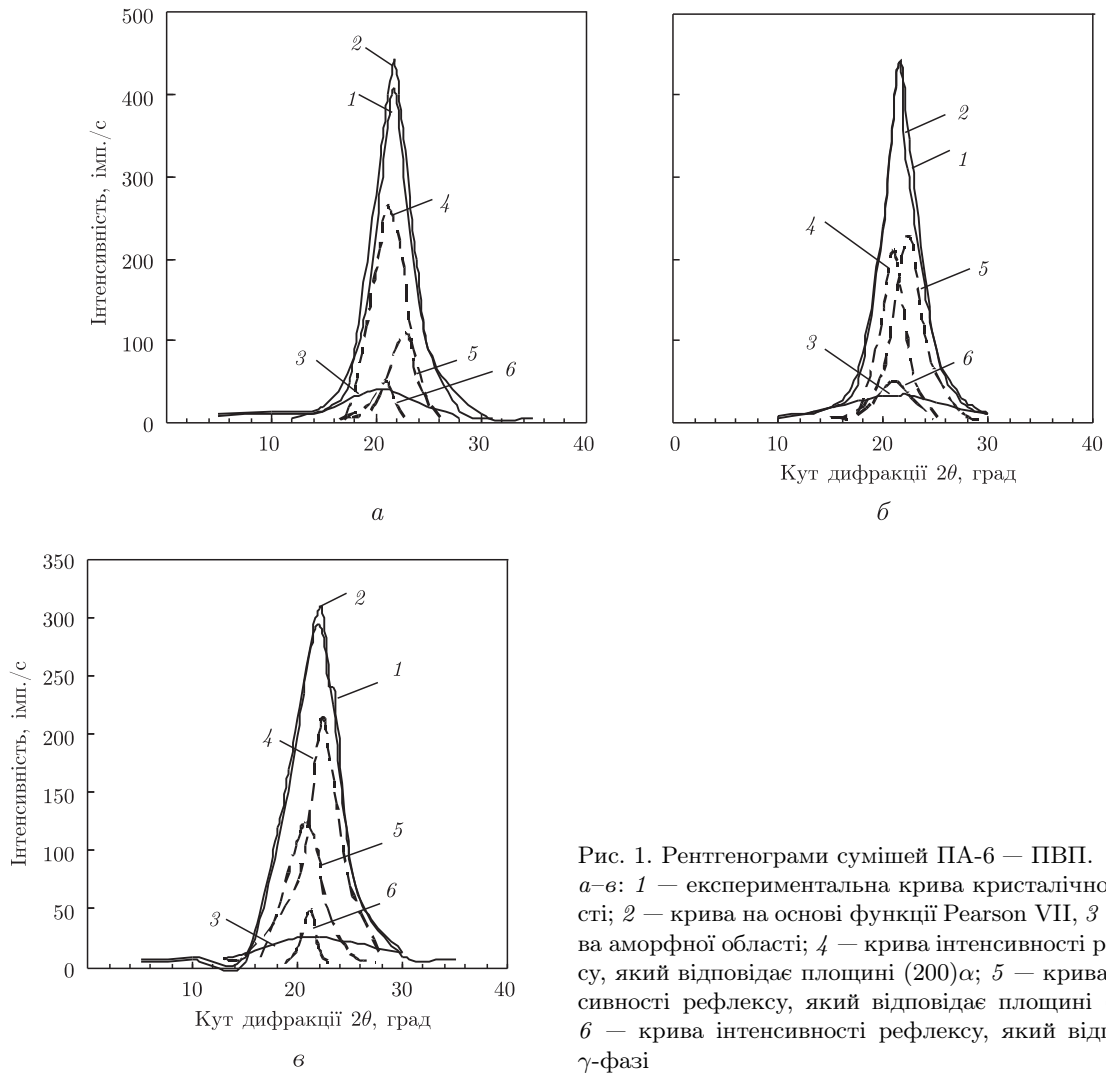


Рис. 1. Рентгенограми сумішей ПА-6 – ПВП.
 а–в: 1 – експериментальна крива кристалічної області; 2 – крива на основі функції Pearson VII, 3 – крива аморфної області; 4 – крива інтенсивності рефлексу, який відповідає площині (200) α ; 5 – крива інтенсивності рефлексу, який відповідає площині (002) α ; 6 – крива інтенсивності рефлексу, який відповідає γ -фазі

де $A_{\text{п}}$, $A_{\text{з}}$ – площа теплового ефекту відповідно досліджуваної проби і проби зразка; $m_{\text{п}}$, $m_{\text{з}}$ – маса відповідно досліджуваної проби і проби зразка; $\Delta H_{\text{з}}$ – ентальпія плавлення зразка.

Обчислення ступеня кристалічності проводили за формулою [5]:

$$S_k = \frac{\Delta H_m - [\Delta H_c]}{\Delta H_m^0},$$

де $\Delta H_{\text{п}}$ – ентальпія плавлення досліджуваного полімеру або суміші; $\Delta H_{\text{к}}$ – ентальпія плавлення повністю кристалічного полімеру, для ПА-6 $\Delta H_{\text{к}} = 188$ Дж/г [6].

Здатність до кристалізації (G) оцінювали за формулою [7]:

$$G = \int_{T_g}^{T_m} K(T) dT$$

(тут $K(T)$ – швидкість кристалізації);

$$K(T) = K_{\max} \exp \left[\frac{-4 \ln 2 (T - T_{\max})^2}{D^2} \right].$$

Умови приготування сумішей: у в'язкоплинному стані на шнековому пластикаторі з $L/D = 27$ при температурі $230\text{ }^\circ\text{C}$, з подальшим литтям під тиском при незмінній температурі циліндра у форму з $t_{\text{ф}} \approx 50\text{ }^\circ\text{C}$.

Результати досліджень та їх обговорення. Проведені рентгенографічні дослідження показали, що додавання ПВП до ПА-6 призводить до відчутних змін у структурі сумішей: зростає ступінь кристалічності, змінюються розміри кристалітів. Дані рентгенографічного аналізу наведені в табл. 1 і на рис. 1. Як бачимо, ступінь кристалічності для чистого ПА-6 є найнижчим, і простежується закономірність в його зростанні зі збільшенням вмісту ПВП. Зростання частки кристалічної фази досліджуваних сумішей може бути пояснене тими морфологічними змінами, які відбуваються в них під час змішування та в процесі виготовлення виробів.

Враховуючи, що ПВП є аморфним полімером і те, що ПА-6 відноситься до термопластичних полімерів з достатньо високою температурою плавлення ($\sim 220\text{ }^\circ\text{C}$), а ПВП не переходить у в'язкоплинний стан, а лише розм'якшується при $120\text{--}140\text{ }^\circ\text{C}$; такі результати досить неочікувані.

Слід відзначити, що компоненти суміші змішували при великих напруженнях зсуву, що, очевидно, обумовило диспергування ПВП в розплаві ПА, а тому, без сумніву, призвело до перерозподілу міжмолекулярних взаємодій в системі. Відомо [8], що молекулярні взаємодії в ПА-6 обумовлені наявністю водневих зв'язків між амідними групами і водневі зв'язки, що утворилися, є достатньо стійкими при підвищених температурах, а їх стійкість пояснюється, з одного боку, кооперативним характером взаємодій, а з другого — їх високою густиною енергії.

При цьому в досліджуваних сумішах на утворення водневих зв'язків, очевидно, будуть мати вплив геометрія макроланцюга та різноманітні варіанти пакування сусідніх ланцюгів, а в нашому випадку, і наявність гелікоїдальних макромолекул ПВП, які в своїй структурі мають назовні карбаматні групи $> \text{N}-\text{C}=\text{O}$, що здатні до утворення водневих зв'язків, зокрема з пептидними фрагментами ПА з порушенням регулярності й густоти цих зв'язків у ПА-6.

Таблиця 1. Результати рентгенографічного аналізу

Природа матеріалу	S_k , %	Площа; фаза	Кут дифракції 2θ , град	Середній розмір кристалітів, нм	
ПА-6	43,0	(200) α	20,32	3,68	
		(200) γ	21,24		
		(002) α	22,27		2,27
ПА-6 99%/ ПВП 1%	46,0	(200) α	20,81	4,06	
		(200) γ	21,14		1,51
		(002) α	22,42		2,49
ПА-6 98%/ ПВП 2%	47,0	(200) α	21,01	3,15	
		(200) γ	21,24		2,66
		(002) α	22,72		2,70
ПА-6 90%/ ПВП 10%	49,0	(200) α	20,95	2,91	
		(200) γ	21,32		9,75
		(002) α	22,91		2,45

Характерні дифракційні рефлекси від кристалічних фаз як для чистого ПА-6, так і для всіх розглянутих його сумішей з ПВП проявляються у вузькому діапазоні кута дифракції $2\theta = 20,8^\circ - 21,9^\circ$. Загальний вигляд дифрактограм як для ПА-6, так і для його сумішей з різним вмістом ПВП є подібним.

Рефлекси, які спричинені кристалічними фазами поліаміду, проявляються при кутах дифракції 2θ , які дорівнюють $21,01^\circ$, $21,24^\circ$, $22,72^\circ$, а максимум аморфної фази — при куті дифракції $2\theta = 21,44^\circ$. У випадку сумішей ПА-6 з ПВП відбиті рефлекси від кристалічних фаз проявляються при подібних до чистого ПА-6 значеннях кута дифракції 2θ .

Очевидно, під впливом великих напружень зсуву та міжмолекулярних взаємодій утворюється колоїдний розчин ПВП в матриці ПА-6 з певною однорідністю, при охолодженні якого інверсія фаз не відбувається. При цьому під час охолодження внаслідок перерозподілу міжмолекулярних взаємодій, зокрема за рахунок водневих зв'язків, утворюються додаткові зародки кристалізації. У зв'язку з цим вплив ПВП на формування α -фази ПА достатньо відчутний.

У чистому ПА-6 кристалічна α -форма має моноклінну комірку з майже плоскою розтягнутою конформацією ланцюга [9]. При цьому значну роль у формуванні такої структури відіграють водневі зв'язки, які утворені антипаралельними ланцюгами в площині ab . Вздовж осі c водневих зв'язків нема, а сусідні ланцюги в цій площині є паралельними, що відповідає фазі $(002)\alpha$ (рис. 1, *a*). Одночасно, слід відзначити, що при додаванні ПВП спостерігаються деякі відмінності в конфігурації областей під дифракційними кривими сумішей порівняно з чистим ПА-6. На рентгенограмі (рис. 1, *a*) видно, що для чистого ПА-6 інтенсивність рефлексу вздовж осі c (площина $(200)\alpha$) є значно більшою, ніж інтенсивність рефлексу, який відповідає площині ab — $(002)\alpha$.

Це, на нашу думку, можна пояснити особливостями формування структури даних зразків за рахунок достатньо швидкого охолодження розплаву в порожнині литтєвої форми до низьких як для поліаміду температур ($\approx 50^\circ\text{C}$), а саме, фіксацією водневих зв'язків між поліамідними молекулами, що є присутніми у розплаві навіть при дуже високих температурах [10]. Внаслідок цього пакування макромолекул переважно супроводжується укладанням антипаралельних ланцюгів у площині вздовж ab — $(002)\alpha$. Також слід звернути увагу на те, що за даних умов охолодження рефлекси γ -фази, яка має гексагональну форму, є присутніми (при $2\theta = 21,24^\circ$), але інтенсивність рефлексу незначна, а розміри кристалітів — досить малі.

При введенні ПВП до ПА-6 інтенсивності рефлексів, які відповідають площинам $(002)\alpha$ й $(200)\alpha$, змінюються (див. рис. 1, *b*, *в*), а саме, відбувається зростання інтенсивності рефлексу, який відповідає площині $(002)\alpha$, і зниження інтенсивності рефлексу, який відповідає площині $(200)\alpha$. Це, очевидно, зумовлено перерозподілом міжмолекулярних взаємодій в системі внаслідок присутності макромолекул ПВП, які в своїй структурі мають карбаматні групи, що здатні утворювати водневі зв'язки з пептидними групами поліамідних макромолекул. Зрозуміло, що в результаті цього значно утруднюється пакування антипаралельних макромолекул ПА-6 і процес кристалізації при цьому переважно супроводжується укладанням паралельних макромолекул. Такий характер морфології кристалічної характерний для ПА-6 при його термовідпалі при температурі понад 150°C .

Через великий об'єм макромолекул ПВП, які мають гелікоїдальну конформацію, суттєво змінюються розміри кристалітів (це особливо стосується γ -фази). При цьому дещо зсуваються кути дифракцій відбитих променів. Інтенсивність рефлексів, що відповідають гексагональному пакуванню при наявності ПВП, майже не змінюється.

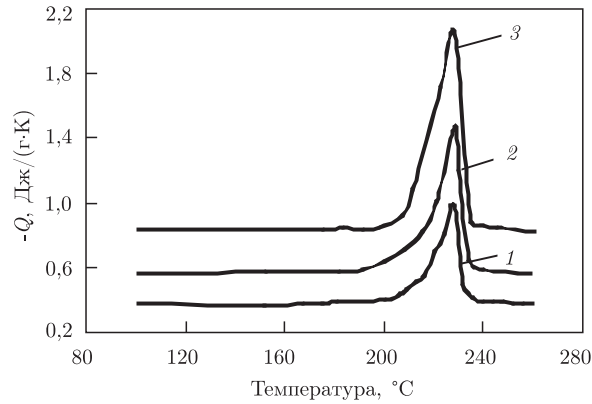


Рис. 2. Криві ДСК сумішей ПА-6 — ПВП:
 1 — ПА-6; 2 — ПА-6 98%/ПВП 2%; 3 — ПА-6 90%/ПВП 10%

Відомо [11], що при підвищених температурах для ПА-6 притаманний поліморфний перехід від триклінної до гексагональної форми, яка допускає більшу обертальну свободу ланцюга і тим самим призводить до зростання ентропії кристалічного стану. На цей фактор буде мати вплив і присутність макромолекул ПВП, якими збагачена диспергована фаза та міжфазові шари. Вони “розпушуватимуть” дану колоїдну систему, збільшуючи вільний об’єм, і спричинять ще більше зростання обертальної свободи ланцюга — більшу ймовірність гексагонального пакування макромолекул. Це, очевидно, і призводить до зміни величини середніх розмірів кристалітів гексагональної γ -фази в сумішах.

Підвищення ступеня кристалічності сумішей ПА-6 — ПВП зі збільшенням в них вмісту ПВП підтвердили дослідження ДСК. Одержані результати наведені на рис. 2 і в табл. 2.

Ступінь кристалічності як чистого ПА-6, так і сумішей ПА-6 — ПВП, визначений на підставі досліджень ДСК, дещо відрізняється від ступеня кристалічності, визначеного для цих зразків за даними рентгенографічного аналізу. Це, на нашу думку, може бути наслідком морфологічних змін під впливом поступового підвищення температури під час проведення аналізу ДСК, а саме, конформаційних змін як в макромолекулах дисперсної фази, так і в розташуванні сегментів макромолекул міжфазових шарів.

Разом з тим, слід відзначити, що найбільша різниця у величині ступеня кристалічності спостерігається для чистого ПА-6 і зменшується зі збільшенням вмісту ПВП у суміші. Очевидно, це може бути наслідком зміни сегментальної рухливості макромолекул ПА-6 у присутності ПВП і зростання ролі вищезазначеної зміни пакування ланцюгів під час кристалізації суміші.

Нами визначено вплив ПВП на теплоту кристалізації та плавлення, температурні інтервали фазових переходів. Так, температура плавлення сумішей ПА-6 — ПВП незалежно від вмісту ПВП становить ~ 225 °C і є майже такою, як і для чистого ПА-6 — 223 °C. Темпера-

Таблиця 2. Результати ДСК досліджень сумішей

Природа матеріалу	S_k , %	Теплота плавлення, Дж/г	Температура плавлення, °C
ПА-6	26,9	51,2	223,4
ПА-6 98%/ПВП 2%	40,6	77,2	226,2
ПА-6 90%/ПВП 10%	52,6	99,9	225,1

тура кристалізації сумішей значно вища, ніж для чистого ПА-6 (190–200 °С і 170 °С відповідно). За результатами термодинамічних розрахунків визначено швидкість кристалізації та кількісно схарактеризовано здатність до кристалізації сумішей ПА-6 — ПВП (табл. 3). Як видно, здатність до кристалізації вища для сумішей з більшим вмістом ПВП. Вплив макромолекул ПВП на кристалізацію проявляється, на нашу думку, як на стадії зародження кристалів, так і на стадії їх росту.

Також слід відзначити, що спосіб приготування суміші суттєво впливає на здатність до кристалізації. Так, компоненти суміші сумісно підсушені при 80–110 °С перед змішуванням, на відміну від сумішей, в яких компоненти окремо підсушені при таких самих умовах з подальшим механічним перемішуванням на повітрі, та мають значно вищу здатність до кристалізації. Це, на нашу думку, може бути результатом деякої взаємної орієнтації макромолекул ПА-6 й ПВП внаслідок сильніших міжмолекулярних взаємодій за участю карбаматних груп ПВП та пептидних зв'язків ПА-6, які через виділення молекул води з суміші стають “відкритими” для фізичної взаємодії з утворенням асоціатів. Про таке впорядкування свідчать і встановлені значення ентропії.

Як наслідок, ступінь кристалізації сумішей, в яких компоненти сумісно підсушені після приготування механічної суміші сипких інгредієнтів, дещо вищий. Як наслідок, створення сприятливих умов для поверхневих взаємодій між компонентами суміші під час плавлення, які, мабуть, підвищують ймовірність утворення флуктуаційних міжмолекулярних вузлів у розплаві між незаблокованими асоційованими молекулами води функційними групами як ПА-6, так і ПВП [12]. Міжмолекулярні вузли є основними чинниками вище наведених змін теплових ефектів і термодинамічних параметрів досліджуваних сумішей [13].

Хоча структурні характеристики макромолекул будь-якого полімеру в кристалічному та розплавленому стані помітно відрізняються, взаємодії між макромолекулами, особливо якщо вони спричинені водневими зв'язками, існуватимуть в широкому інтервалі температур [14]. У нашому випадку, зменшення сили міжмолекулярних взаємодій між сусідніми поліамідними макромолекулами при додаванні ПВП (за рахунок появи водневих зв'язків між макромолекулами ПА з ПВП) також підтверджується зменшенням величини в'язкості розплаву зі збільшенням вмісту ПВП у суміші (рис. 3). Слід відзначити, що такий вплив ПВП на в'язкість розплаву сумішей при збільшенні температури дещо зменшується, очевидно, як наслідок нерегулярності і неупорядкованості нововиниклих зв'язків ПА з ПВП у флуктуаційній сітці.

Отже, як показали рентгенографічні та ДСК дослідження сумішей ПА-6 — ПВП, їх морфологічні особливості значною мірою залежать від вмісту ПВП та умов приготування сумішей. Макромолекули ПВП беруть активну участь в процесі кристалізації даних сумішей як на стадії зародження кристалів, так і на стадії їх росту. Ця участь, очевидно, заключається в перерозподілі міжмолекулярних взаємодій між поліамідними макромолекулами та

Таблиця 3. Термодинамічні параметри кристалізації

Номер зразка	Суміш	ΔS , Дж/(моль · °С)		G , °С/с
		плавлення	кристалізації	
1	ПА-6 98%/ПВП 2%	13,4	12,2	41,2
2	ПА-6 98%/ПВП 2%	12,1	10,1	32,4
3	ПА-6 90%/ПВП 10%	13,0	15,5	111,3
4	ПА-6 90%/ПВП 10%	13,0	12,2	51,1

Примітка. Зразки 1, 3 — підсушені перед змішуванням разом; 2, 4 — окремо.

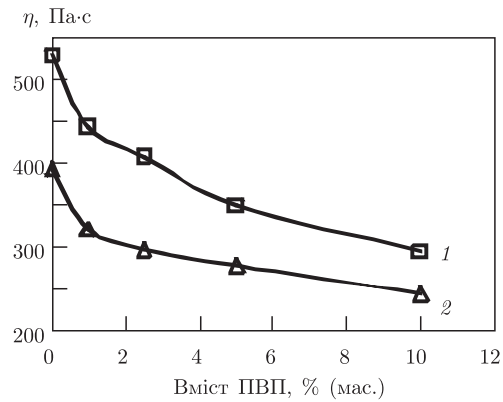


Рис. 3. Залежність ефективної в'язкості сумішей ПА-6 — ПВП від температури. $\tau = 1 \cdot 10^4$ Па, t , °C: 1 — 230; 2 — 240

ланцюгами ПВП. При цьому, поряд з водневими зв'язками між амідними групами сусідніх поліамідних макромолекул утворюються водневі зв'язки між карбаматними групами ПВП та амідними ПА-6. Це приводить до змін у взаємній орієнтації макромолекул ПА-6, у величині обертальної свободи сегментів і, як наслідок, до підвищення ступеня кристалічності. Здатність до кристалізації досліджуваних сумішей зростає зі збільшенням в них вмісту ПВП. При цьому спостерігається зміна середніх розмірів кристалітів.

1. *Сидельковская Ф. П.* Химия N-винилпирролидона и его полимеров. — Москва: Наука, 1970. — 150 с.
2. *Wunderlich B.* Macromolecular Physic. — New York: Acad. Press, 1973. — Vol 1.
3. *Cullity B. D.* Podstawy dyfrakcji promieni rentgenowskich PWP. — Warszawa, 1964.
4. *Kong Y., Hay J. N.* The measurement of the crystallinity of polymers by DSC // *Polymer*. — 2002. — **43**. — P. 3873–3878.
5. *Chcinski-Arnault L., Gaudefroy V., Gacougnolle J. L., Riviere A. J.* Memory effect and crystalline structure in polyamide 11 // *Macromol. Sci. B*. — 2002. — **41**, No 4–6. — P. 777–785.
6. *Берштейн В. А., Егоров В. М.* Дифференциальная сканирующая калориметрия в физикохимии полимеров. — Ленинград: Химия, 1990. — 256 с.
7. *Манделькерн Л.* Кристаллизация полимеров: Пер. с англ. — Москва; Ленинград: Химия, 1966. — 336 с.
8. *Penel-Pierron L., Séguéla R., Lefebvre J.-M. et al.* Structural and mechanical behavior of nylon – 6 films // *J. Polym. Sci.* — 2001. — **39**, No 11. — P. 1224–1236.
9. *Гойцман А. Ш., Соломко В. П.* Кристаллическая структура поликапроамида (полиамида-6) // *Химия и технология высокомолек. соединений*. — 1983. — **18**. — С. 92–151.
10. *Нелсон У. Е.* Технология пластмасс на основе полиамидов: Пер. с англ. — Москва: Химия, 1979. — 254 с.
11. *Sikorski P., Jones N. A., Atkins Edward D. T., Hill Mary J.* Once-folded structures in high-fidelity monodisperse nylon 6 crystals. The nature of the fold: amide or alkane? // *38th Macromolecular IUPAC Symp.*, 9–14 July, Warsaw, 2000. — Book Abstr. — **3**. — P. 999.
12. *Роулэнд С.* Вода в полимерах: Пер. с англ. — Москва: Мир, 1978. — 555 с.
13. *Нестеров А. Е., Липатов Ю. С.* Фазовое состояние смесей полимеров. — Киев: Наук. думка, 1996. — 170 с.
14. *Ермаков С. Н., Кравченко Т. П.* Молекулярные полимер-полимерные композиции. Некоторые аспекты получения // *Пласт. массы*. — 2003. — № 12. — С. 21–26.

Національний університет “Львівська політехніка”
 Ченстоховська політехніка,
 Інститут полімерних матеріалів і організації
 виробництва, Польща

Надійшло до редакції 10.07.2006