

УДК 541.64:539.2

**О.О. Бровко, Т.А. Сергеева, Л. А. Гончарова, В.І. Штомпель, О.О. Кочетов,
Л.М. Сергеева, Г.В. Єльська****СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІМЕРНИХ МЕМБРАН
НА ОСНОВІ НАПІВВЗАЄМОПРОНИКНИХ ПОЛІМЕРНИХ СІТОК**

За допомогою методів динамічного механічного термічного аналізу і рентгеноструктурного аналізу досліджено в'язкопружні властивості та мікрофазову структуру сформованих на основі напів-ВПС водопроникних полімерних мембран. Проведено їхній якісний та кількісний аналізи. Встановлено взаємозв'язок між рівнем гетерогенності отриманих полімерних мембран та їхньою проникністю.

Полімерні мембрани, як відомо, являють собою тонкі плівки, що служать за напівпроникні бар'єри для газоподібних та рідких перміатів. Сьогодні існує безліч підходів при розгляді проблем, пов'язаних з конструюванням та дослідженням робочих характеристик та властивостей полімерних мембран (ПМ). Одним з таких підходів є структурний підхід, суть якого полягає у розгляді безпосереднього взаємозв'язку між структурою та властивостями ПМ [1]. Вважається, що недостатньо знати лише те, що відбувається процес транспортування перміату крізь пори. Надзвичайно важливо також встановити походження цих пор та розробити нові способи формування мембран. Можливість розв'язання такої задачі обумовлена тим, що просторові та хімічні властивості мембранних пор за своєю природою є скоріше динамічними, ніж статичними, і, відповідно, чутливими до зміни їхньої взаємодії з розчинником або пороутворювачем та до складу вихідної композиції.

Методологія структурного підходу спирається на розгляд різних морфологічних рівнів, одним з яких є мікроскопічний. Він охоплює надмолекулярну будову та мікрофазову структуру полімерних мембран.

У контексті викладеного вище актуальним є формування ПМ на основі взаємопроникних та напіввзаємопроникних полімерних сіток (ВПС і напів-ВПС відповідно), які переважно є фазово-розділеними системами [2—5]. Саме наявність мікрофазового поділу у ВПС дозволяє отримувати матеріали із специфічними властивостями, в яких один з компонентів відіграє роль матриці або каркасу, що забезпечує механічну міцність

та фізико-хімічну стабільність системи, а другий є носієм певної функціональності або специфічності матеріалу.

Застосування принципу формування ВПС при продукуванні ПМ забезпечує також можливість регулювати їхню мікропористість. Наприклад, при формуванні напів-ВПС з подальшим видаленням за допомогою екстракції лінійного компоненту можна отримати мембрани з розвинутою внутрішньою поверхнею, тобто мікропористі ПМ. До того ж, змінюючи склад ВПС, можна цілеспрямовано регулювати фізико-механічні властивості ПМ.

Підтвердженням викладеного вище є той факт, що сьогодні принцип формування ВПС знайшов своє широке використання при створенні різних за призначенням і властивостями ПМ [6—11]. Його застосування дозволяє виробляти ПМ з регульованими гідрофільно-гідрофобним балансом [7, 8] і пористістю [9, 10], отримувати йонообмінні мембрани [11]. Останнім часом на основі ВПС виготовляють матричні полімерні мембрани [12].

Виходячи із зазначеного вище, метою даної роботи було дослідити і провести якісний та кількісний аналіз мікрофазової структури сформованих на основі напів-ВПС полімерних плівок та встановити взаємозв'язок між їхньою структурою та проникністю.

Об'єктами дослідження були полімерні плівки, отримані на основі напів-ВПС. Лінійним компонентом напів-ВПС був поліетилєнглїколь з молекулярною масою (М) 20000 (ПЕГ). Сітчастий компонент являв собою кополімер метакрилового олігомеру — три(етилєнглїколь)диметакрилату (ТГМ-3) з метакриловою кислотою (МАК) та з олігоуретанакрилатом (ОУА), синтезованим на

основі 2,4-толуїлендізоціанату, олігопропіленгліколю ($M=2000$) і монометакрилового естеру етиленгліколю (МЕГ). МАК входила до складу сітки як компонент, потрібний для утворення сайту зв'язування [13]. Співвідношення ТГМ-3 і ОУА в усіх композиціях складало 85/15, а вміст МАК — 10 % мас. від сумарного вмісту ТГМ-3 і ОУА. Формування уретанвмісної акрилатної сітки здійснювали за допомогою ініційованої УФ-опроміненням радикальної полімеризації. Опромінювали композицію за допомогою лампи ДРТ-240 ($\lambda=365$ нм) протягом 30 хв. Як ініціатор радикальної полімеризації використовували кеталь — 2,2-диметокси-2-фенілацетофенон (Aldrich).

В'язкопружні властивості ВПС досліджували за допомогою динамічного механічного термічного аналізу (ДМТА) з використанням лабораторного релаксометра [14]. Вимірювання проводили у режимі розтягування на частоті вимушених синусоїдальних коливань 100 Гц в інтервалі температур від 200 до 500 К. Динамічний модуль пружності (E') та модуль втрат (E'') обчислювали за експериментальними значеннями комплексного модуля пружності (E^*) і тангенса кута механічних втрат ($\text{tg}\delta$). Із графіків температурних залежностей в'язкопружних функцій одержували значення температури склування ($T_{\text{СК}}$). Довжина, ширина та товщина зразків складали приблизно 50, 3.5 та 0.08 мм відповідно.

Рентгеноструктурні дослідження проводили методами ширококутового та малокутового розсіювання рентгенівських променів.

Дослідження методом ширококутового розсіювання рентгенівських променів здійснювали за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-4-07, рентгенооптична схема якого виконана за методом Дебая–Шеррера (на "проходження" рентгенівських променів через досліджуваний зразок).

Мікротетерогенну структуру композитів досліджували методом малокутового розсіювання рентгенівських променів за допомогою малокутової рентгенівської камери КРМ-1, щільна колімація якої задовольняла умови нескінченної висоти первинного рентгенівського променя [15, 16]. Експериментальні профілі інтенсивності малокутового розсіювання рентгенівських променів нормували на величину фактора послаблення первинного рентгенівського променя досліджуваними зразками композитів та їх розсіювальним об'ємом. Процедуру внесення колімаційної поправки (приведення профілів інтенсивності до точкової колімації) виконували за методом Шмідта

[17]. Всі рентгенографічні дослідження виконували в $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні, монохроматизованому Ni-фільтром.

Екстракцію ПЕГ з напів-ВПС проводили у киплячій воді в апараті Сокслета. Процедуру екстракції виконували для кожного зразка напів-ВПС окремо й проводили доти, поки вага зразків не залишалась сталою.

Продуктивність ПМ оцінювали, пропускаючи крізь них воду за допомогою спеціальної помповальної установки, яка забезпечувала потрібний надлишковий тиск 40.7 МПа.

Розглянемо результати ДМТА і проведемо якісний аналіз морфології досліджуваних напів-ВПС. На рис. 1 і 2 наведені температурні залежності E' та $\text{tg}\delta$ відповідно для зразків напів-ВПС із вмістом ПЕГ 9.6 (а) та 16.4 % (б) до (криві 1) та після екстракції (криві 2) ПЕГ. З наведених залежностей випливає, що отримані напів-ВПС (до екстракції) є системами із складною фазовою морфологією. Так, для напів-ВПС з 9.6 % ПЕГ на температурних залежностях модуля пружності та тангенсу механічних втрат спостерігаємо три релаксаційні переходи: в області температур від 200 до 300 К перехід, який відповідає ПЕГ; від 300 до 390 К — складовій ОУА сітчастого кополімеру та від 400 до 510 К — складовій ТГМ-3 сітчастого кополімеру, до складу якої входить також МАК (рис. 1, а та 2, а).

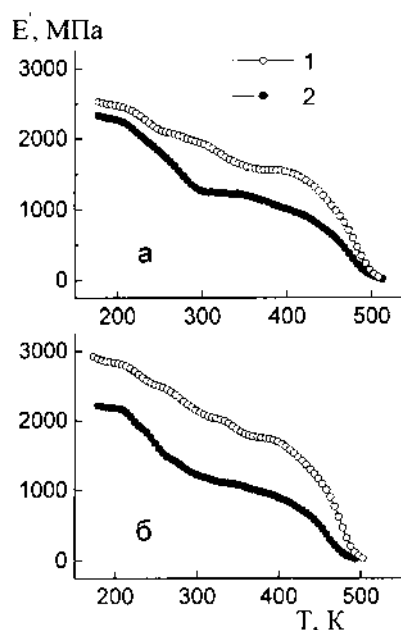


Рис. 1. Температурні залежності E' для вихідної сітки та напів-ВПС до (1) та після (2) екстракції з вмістом ПЕГ 9.6 (а) та 16.4 % (б).

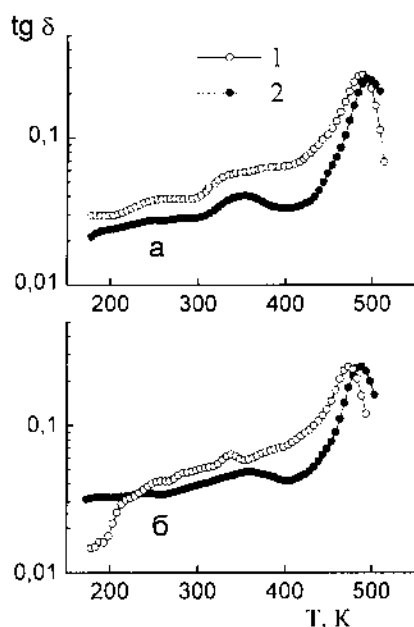


Рис. 2. Температурні залежності $\text{tg } \delta$ для вихідної сітки та напів-ВПС до (1) та після (2) екстракції з вмістом ПЕГ 9.6 (а) та 16.4 % (б).

Збільшення концентрації ПЕГ у напів-ВПС до 16.4 % значною мірою змінює характер зазначених залежностей. Залежність $\text{tg } \delta - T$ характеризується наявністю одного широкого релаксаційного піку, на низькотемпературному крилі якого спостерігаємо плече, що є наслідком накладання релаксаційних переходів ПЕГ та ОУА складової сітки. Слід зауважити, що незалежно від вмісту ПЕГ у напів-ВПС (до екстракції) релаксаційний перехід ОУА виражений неявно — має форму плеча.

Після екстракції ПЕГ зазначені температурні залежності зазнають суттєвих змін. Перехід, пов'язаний з ПЕГ, проявляється у вигляді малопомітних піків, а релаксаційний перехід ОУА складової, натомість, проявляється у вигляді чітких релаксаційних піків незалежно від попереднього вмісту ПЕГ у системі.

Порівнюючи наведені на рис. 1 і 2 залежності, можна також зробити висновок, що ПЕГ, відіграючи роль пластифікатора, зменшує $T_{\text{СК}}$ системи на 5—10 К. До того ж збільшення вмісту ПЕГ у напів-ВПС до 16.4 %, ймовірно, приводить до формування дефектної уретанвмісної акрилатної сітки, що, з одного боку, позначається на зниженні $T_{\text{СК}}$, а з іншого — на розширенні температурного інтервалу, в якому спостерігаємо релаксаційний перехід складової ОУА. Спостерігається також зменшення на 10 К інтервалу між

релаксаційними піками, що на якісному рівні може бути свідченням зниження сегрегації складових сітки та формування більшої міжфазової області. Зазначені структурні зміни, вочевидь, мають позначитися на експлуатаційних властивостях системи, а саме на їхній проникності.

Таким чином, на підставі аналізу наведених залежностей можна зробити такі висновки: по-перше, отримані напів-ВПС є фазоворозділеними системами, в яких ПЕГ та уретанвмісна акрилатна сітка утворюють окремі фази; по-друге, сама сітка є сегрегованою системою, в якій мікрофазовий поділ спричинений термодинамічною несумісністю ОУА та ТГМ-3.

З аналізу ширококутових рентгенівських дифрактограм напів-ВПС (рис. 3) випливає, що незважаючи на присутність у їхньому об'ємі різної кількості ПЕГ, здатного до часткової кристалізації, вони в цілому характеризуються ближнім порядком у просторовому розташуванні фрагментів їхніх макроланцюгів. На це вказує прояв на усіх рентгенограмах двох дифракційних максимумів дифузного типу, кутове положення ($2\theta_m$) яких на дифрактограмах становить 18.4 та $\sim 30^\circ$. Як відомо, прояв малоінтенсивного дифракційного максимуму з кутовим положенням $2\theta_m \approx 30.0^\circ$ є наслідком внутрішньомолекулярних інтерференційних ефектів, пов'язаних з ближнім упорядкуванням CH_2 -груп вздовж макроланцюгів ТГМ-3 та фрагментів МEG в ОУА складової композитів, і є присутнім на ширококутових рентгенівських дифрактограмах усіх метакрилових сполук олігомерного і полімерного типів [16, 18]. Головний за інтенсивністю дифракційний максимум при $2\theta_m = 18.4^\circ$ є наслідком міжмолекулярних інтерференційних ефектів, викликаних ближнім поряд-

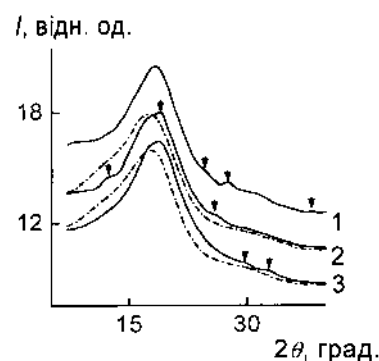


Рис. 3. Ширококутові рентгенівські дифрактограми композитів на основі напів-ВПС з різним вмістом ПЕГ до (—) та після (---) його вимивання: 0 (1); 9.6 (2) та 16.4 % мас. (3).

ком у просторовому розташуванні карбонанціогів та їхніх бокових відгалужень, при цьому відстань між шарами макроланціогів (d) в композитах у відповідності з рівнянням Брегга ($d = n\lambda/2\sin\theta_m$, де n — порядок дифракційної лінії, що для олігомерів та полімерів дорівнює 1 внаслідок релаксаційного характеру процесів структуроутворення в цих системах, λ — довжина хвилі випромінювання) становить 0.437 нм.

Разом з тим на дифрактограмі вихідної сітки, на тлі вказаних вище двох дифракційних максимумів дифузного типу, також має місце прояв трьох максимумів малої півширини та інтенсивності (вказані стрілками), які можуть бути нерозділеними мультиплетами, що характеризують кристалічну структуру МАК. Однак на дифрактограмах зразків напів-ВПС з 9.6 % мас. ПЕГ спостерігається зникнення деяких з цих максимумів внаслідок зменшення кількості низькомолекулярних фрагментів МАК в одиниці об'єму, але з'являються інші максимуми (вказані стрілкою), викликані, ймовірно, існуванням незначної кількості кристалічної фази ПЕГ, про що особливо свідчить прояв (на тлі головного дифузного максимуму) чіткого максимуму при $2\theta_m = 18.9^\circ$. Здавалося б, що із збільшенням вмісту ПЕГ у напів-ВПС до 16.4 % мас. інтенсивність вказаних дифракційних максимумів, що характеризують кристалічну фазу ПЕГ, має зростати. Проте на дифрактограмі напів-ВПС цього складу зазначені додаткові максимуми відсутні. Але в області кутів розсіювання, пов'язаних з ближнім упорядкуванням CH_3 -груп метакрилових фрагментів макроланціогів полімерних складових, замість дифузного максимуму при $2\theta_m \approx 30^\circ$ має місце прояв двох дифракційних максимумів (вказані стрілками). Виходячи з цього, прояв додаткових максимумів інтенсивності на дифрактограмі напів-ВПС з 9.6 % ПЕГ, ймовірно, є наслідком виділення певної частки ПЕГ в окремі мікрообласті в результаті його термодинамічної несумісності з метакриловими олігомерними складовими сітки на стадії, що передують фотополімеризації. Цей висновок добре збігається з даними ДМТА, наведеними вище.

Після проведення процедури екстракції ПЕГ з напів-ВПС на ширококутових дифрактограмах спостерігаються лише два дифракційні максимуми дифузного типу, характерні для всіх композитів, при цьому головний за інтенсивністю максимум є дещо зсунутим у бік малих кутів розсіювання ($2\theta_m = 17.7^\circ$), порівняно з напів-ВПС, які міс-

тять ПЕГ, що вказує на часткове зростання у їхньому об'ємі відстані між шарами ($d = 0.50$ нм) макроланціогів. Звертає на себе увагу також значне збільшення інтенсивності розсіювання рентгенівських променів в області $2\theta = 8 \div 15^\circ$, що вказує на появу в об'ємі напів-ВПС з вимитим ПЕГ значної кількості макроланціогів, брегівська відстань між якими становить $1.10 \div 0.59$ нм.

Виходячи з того, що при вимиванні ПЕГ із зразків досліджуваних напів-ВПС будуть утворюватися нанопори та враховуючи відповідність малокутової рентгенографії теоремі взаємності (для цього методу важливе існування лише контрасту електронної густини в системі, незалежно від того, чи це є мікропустоти та матеріальні мікрочастинки, чи два типи матеріальних мікрообластей, що мають різну густину [19]), важливим було також дослідити мікрогетерогенний стан структури цих композитів. Так, проведений аналіз представлених на рис. 4 профілів інтенсивності малокутового розсіювання рентгенівських променів зразками вихідних композитів з різним вмістом ПЕГ (рис. 4, криві 3) показав, що вони мають мікрогетерогенний характер структури, рівень гетерогенності якої незначною мірою зростає із збільшенням вмісту ПЕГ. При цьому розміщення мікрообластей гетерогенності у просторі має статистичний характер. На це вказує зростання інтенсивності розсіювання в області значень вектора розсіювання q від 0.4 до 1.1 нм^{-1} ($q = (4\pi/\lambda)\sin\theta$, при цьому 2θ — кут розсіювання) та відсутність максимуму на профілях розсіювання. Виходячи зі складу композитів, мікрооблас-

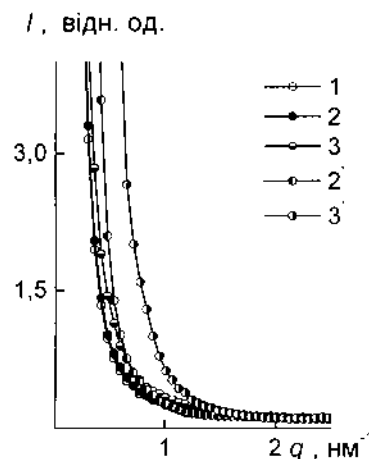


Рис. 4. Профілі малокутового розсіювання рентгенівських променів композитів на основі напів-ВПС з різним вмістом ПЕГ до (1—3) та після (2', 3') його вимивання: 0 (1); 9.6 (2, 2') та 16.4 % мас. (3, 3').

тями гетерогенності можуть бути жорсткі та гнучкі домени поліуретанової складової [18], при цьому за рахунок міжмолекулярних водневих зв'язків до складу жорстких доменів можуть входити також фрагменти молекул ТГМ-3 та МАК. Важливо відмітити, що введення 9.6 % мас. ПЕГ в об'єм композиту, тобто формування напів-ВПС, практично не викликає зростання рівня гетерогенності структури, порівняно з вихідною сіткою.

Як відомо, напівкількісну оцінку рівня мікрогетерогенності структури псевдодвофазових систем можна отримати із порівняння значень їхнього інваріанта Порода Q [20]:

$$Q = \int_0^{\infty} I(q)q^2 dq,$$

величина якого є незалежною (інваріантною) по відношенню до форми мікрообластей гетерогенності та безпосередньо пов'язана із середньоквадратичним значенням флуктуації електронної густини ($\langle \Delta\rho^2 \rangle$) у об'ємі таких систем:

$$Q = 2\pi^2 I_e V \langle \Delta\rho^2 \rangle,$$

при цьому $\langle \Delta\rho^2 \rangle = \phi_1\phi_2(\rho_1 - \rho_2)^2$, де ϕ_1 , ϕ_2 і ρ_1 , ρ_2 — об'ємна частка та електронна густина фаз.

Із наведених у таблиці значень цього структурного параметра видно, що значне збільшення рівня мікрогетерогенності структури композитів на основі напів-ВПС реалізується лише після видалення з їхнього об'єму ПЕГ. На це вказує також і значне зростання інтенсивності малокутового розсіювання рентгенівських променів, особливо в області малих значень вектора q (криві 2', 3'), на підставі чого можна зробити висновок про існування в плівках після вимивання ПЕГ (особливо у напів-ВПС з 16.4 % ПЕГ) поряд з нанорозмірними мікрообластями гетерогенності також значних за розміром областей гетероген-

ності (макрогетерогенного типу), якими можуть бути пори мікро- та (переважно) макророзмірного типів. Останнє знаходить відображення також у характері змін величини діапазону гетерогенності l_p [21, 22] при порівнянні значень l_p для вихідних напів-ВПС та після екстракції ПЕГ (таблиця). Значення цього параметру визначали з аналізу графіків функції $s^3\tilde{I}-s^3$ у відповідності з методом, описаним в роботі [22], де \tilde{I} — інтенсивність малокутового розсіювання рентгенівських променів при щільній колімації первинного променя, а s — значення вектора розсіювання в просторі зворотної ґратки, при цьому $q=2\pi s$. Важливість знання величини структурного параметра l_p полягає в тому, що він безпосередньо пов'язаний із середнім діаметром ($\langle l_1 \rangle$, $\langle l_2 \rangle$) різних за величиною електронної густини мікрообластей гетерогенності:

$$l_p = \phi_2 \langle l_1 \rangle = \phi_1 \langle l_2 \rangle.$$

Таким чином, проведені рентгеноструктурні дослідження показали, що введення ПЕГ до складу композитів, тобто формування напів-ВПС, викликає зростання рівня гетерогенності системи, при цьому характер ближнього просторового упорядкування фрагментів макромолекул вихідної сітки в цілому залишається незмінним. Проте екстракція ПЕГ з напів-ВПС викликає зміну їхньої структури як на молекулярному, так і на надмолекулярному рівнях, що може бути наслідком виникнення в об'ємі зразків напів-ВПС пор мікро- та макророзмірного типів.

Було проведено експеримент з оцінки продуктивності (P) ПМ, синтезованих на основі напів-ВПС. Отримані результати наведено нижче:

$S_{\text{ПЕГ}}$, %	0	5	9.6	12.4	16.4
P , л/м ² -год	3045	3057	5992	10791	9996
	(при 40.7 МПа)				

ПМ на основі напів-ВПС, синтезовані у присутності 33 % ДМФА і 12.4 та 16.4 % мас. ПЕГ, після екстракції останнього мають вдвічі більшу продуктивність порівняно із системою, що містила лише 9.6 % ПЕГ. Цілком очевидно, що формування полімерних плівок на основі досліджених напів-ВПС забезпечує потрібну пористість і продуктивність. Саме ці системи є найбільш перспективними для подальшого використання їх як полімерних мембран.

Таким чином, у даній роботі продемонстровано можливість використання фазоворозділених напів-ВПС для виготовлення ПМ. Показано, що виготовлення ПМ на основі ВПС є

Деякі параметри мікрогетерогенної структури полімерних плівок на основі напів-ВПС

Вміст ПЕГ, %	Q , відн. од.		l_p , нм	
	до екстракції	після екстракції	до екстракції	після екстракції
0	80.1	—	10.8	—
9.6	81.5	95.7	8.8	23.7
12.4	84.4	—	12.5	—
16.4	92.8	220.7	16.4	19.6

перспективним шляхом конструювання полімерних мембран з регульованою пористістю. За допомогою методів ДМТА та рентгеноструктурного аналізу встановлено, що фазоворозділені системи з більшим рівнем мікрофазового розділення вихідних компонентів і розвинутою міжфазовою областю забезпечують більшу продуктивність отриманих на їхній основі ПМ.

РЕЗЮМЕ. С допомогою методів динамічного механічного термічного аналізу та рентгеноструктурного аналізу дослідовані вязкоупругі свойства та мікрофазова структура сформованих на основі полу-ВПС водопроницаемых полімерних мембран. Проведені якісний та кількісний аналізи мікрофазової структури. Установлена взаємозв'язок між рівнем гетерогенності отриманих полімерних мембран та їх пористістю.

SUMMARY. By using methods of the dynamic mechanical thermal analysis and X-ray structure analysis the viscoelastic properties and microphase structure of water-permeable polymeric membranes based on semi-IPNs were investigated. Both qualitative and quantitative analyses of microphase structure of semi-IPNs were carried out. The interrelation between a level of heterogeneity of the obtained polymeric membranes and their permeability was established.

1. *Кестинг Р.* Синтетические полимерные мембраны. -М.: Химия, 1991.
2. *Лунатов Ю.С., Сергеева Л.М.* Взаимопроникающие полимерные сетки. -Киев: Наук. думка, 1979.
3. *Sperling L.H.* Interpenetrating polymer networks and related materials. -New York: Plenum, 1981.
4. *Сергеева Л.М., Лунатов Ю.С.* // Физико-химия многокомпонентных полимерных систем. -Киев:

- Наук. думка, 1986. -Т 2. -С. 137—223.
5. *Lipatov Yu.S.* Phase-separated interpenetrating polymer networks. -Dnepropetrovsk: USChTU, 2001.
 6. *Kim S.S., Lee Y.M., Cho Ch.S.* // Polymer. -1995. -**36**, №. 23. -P. 4497—4501.
 7. *Liu C.J., Hsieh K.H., Ho K.S., Hsien T.T.* // J. Biomed. Materials Research. -1997. -**34**. -P. 261—268.
 8. *Da Silva E., Lebrun L., Metayer M.* // Polymer -2002. -**43**. -P. 5311—5320.
 9. *Zorin I., Ovcharenko N., Batuto Y., Bilibin A.* // e-Polymers. -2003. № 15. -P. 1—8.
 10. *Mathewa A.P., Packirisamy S., Ranimol S., Sabu T.* // J. Membrane Science. -2002. -**201**. -P. 213—227.
 11. *M'Bareck C.O., Metayer M., Nguyen Q.T. et al.* // Ibid. -2003. -**221**. -P. 53—68.
 12. *Srinivasan K.* // J. Appl. Polym. Sci. -1998. -**70**. -P. 19—22.
 13. *Сергеева Т.А., Пилецкий С.А., Пилецкая Е.В. и др.* // Доп. НАН України. -2003. -№ 6. -С. 170—175.
 14. *Росовицкий В.Ф., Шифрин В.В.* // Физические методы исследования полимеров. -Киев: Наук. думка, 1981. -С. 85—93.
 15. *Kratky O., Pilz I., Schmitz P.J.* // J. Colloid Interface Sci. -1966. -**21**, № 1. -P. 24—34.
 16. *Лунатов Ю.С., Шилов В.В., Гомза Ю.П., Кругляк Н.Е.* Рентгенографические методы исследования полимеров. -Киев: Наук. думка, 1982.
 17. *Schmidt P.W., Hight R.J.* // Appl. Cryst. -1960. -**13**. -P. 480—483.
 18. *Штомпель В.И., Рябов С.В., Маслюк А.Ф. и др.* // Высокомолекуляр. соед. Сер. А. -2000. -**42**, № 7. -С. 1221—1227.
 19. *Стэттон В.* // Новейшие методы исследования полимеров / Под. ред. Б. Ки. -М.: Мир, 1966. -С. 188—226.
 20. *Porod G.* // Small-angle x-ray scattering / Ed. by O. Glatter, O. Kratky. -London: Acad. Press, 1982. -P. 17—51.
 21. *Ruland W.* // J. Appl. Cryst. -1971. -**4**, № 1. -P. 70—73.
 22. *Perret R., Ruland W.* // Kolloid Z. -Z. Polymere. -1971. -**247**. -S. 835—843.

Інститут хімії високомолекулярних сполук НАН України, Київ
Інститут молекулярної біології і генетики НАН України, Київ

Надійшла 04.01.2005

УДК 54-126:544.133

О.І. Гришук, О.В. Шевчук, В.В. Шевченко

СТРУКТУРА ЕПОКСИАКРИЛАТ-УРЕТАНОВИХ КОМПОЗИЦІЙ, МОДИФІКОВАНИХ РЕАКЦІЙНОЗДАТНИМИ ГІПЕРРОЗГАЛУЖЕНИМИ ПОЛІТЕРАМИ І ПОЛІЕСТЕРАМИ

Досліджено структуру епоксиакрилат-уретанових композицій, модифікованих гіперрозгалуженими поліетерами і поліестерами з кінцевими гідроксильними, епоксидними і алільними групами. В залежності від типу реакційноздатних груп дані сполуки здатні вбудовуватися при отвердженні системи роздільно в карбо-

© О.І. Гришук, О.В. Шевчук, В.В. Шевченко, 2006