

УДК 62-404.9:539.374:620.183.44

С.О.Умерова, І.О.Дуліна, А.В.Рагуля

### ВПЛИВ ПЛАСТИФІКАЦІЇ НА РЕОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗЧИНІВ ПОЛІМЕРУ \*

Досліджено особливості структуроутворення розчинів полімеру етилцелюлози в органічному розчиннику терпінеолі із різною концентрацією пластифікатору дибутилфталату методом практичної реометрії. Встановлено, що складний характер кривих течії розчинів переважним чином обумовлений різним ступенем лінійності макромолекули полімеру внаслідок проходження процесу пластифікації.

*ВСТУП.* Останнім часом все більше уваги приділяється проблемі покращення еластичних властивостей полімерів та виробів з них за рахунок додавання певної кількості пластифікатору [1—9]. В загальному випадку пластифікація призводить до зниження температури склування, текучості та покращення механічних властивостей внаслідок зменшення інтенсивності взаємодії між макромолекулами та полегшення рухливості сегментів [10—14]. З літературних джерел відомо, що пластифікація полімеру супроводжується значною зміною структурно-механічних властивостей систем [11, 14, 15] через особливості взаємодії полімер—пластифікатор. З цієї точки зору перспективним є додавання певної кількості пластифікатору до складу паст для трафаретного друку з метою покращення та оптимізації їх реологічних властивостей та механічних властивостей плівок на їх основі.

Авторами пропонується попередня пластифікація полімеру етилцелюлози (ЕЦ) шляхом введення пластифікатору ДБФ до складу розчину полімер—розчинник. При цьому очікується, що одержані розчини матимуть різні структурно-механічні властивості через зміну конформації молекули етилцелюлози внаслідок її часткового або повного розгортання під час пластифікації. Також слід враховувати, що для жорстколанцюгової етилцелюлози не існує поняття молекулярної маси і тому неможливо передбачити наперед повноту проходження пластифікації.

Отже, метою даної роботи є встановлення особливостей зміни в'язкісних та реологічних властивостей розчинів полімеру ЕЦ залежно від концентрації пластифікатору ДБФ.

*ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА.* Досліджувани розчини готували за умов нагрівання та постійного перемішування. В якості розчинника використовували терпінеол (суміш ізомерів  $\alpha$ - та  $\beta$ -терпінеолу), органічного в'язучого — етилцелюлозу, як пластифікатор — дибутилфталат (усе виробництва фірми Merck).

Реологічні властивості розчинів визначали за допомогою ротаційного реометру Rheotest RN4.1 фірми Medingen у діапазоні напружень зсуву 1—1000 Па із зазором між коаксіальними циліндрами 1.48 мм та температурі  $20 \pm 0.5$  °С.

Планування експерименту проводили за параметром: вміст пластифікатору ДБФ у розчині в діапазоні концентрацій від 0 до 40 % мас.

Вихідний двокомпонентний розчин РР1 являє собою структуровану полімерну систему зі складним характером течії (рис. 1). У діапазоні зсувних напружень від 0.1 до 407 Па відбувається утворення петлі гістерезису, яка свідчить про реоексне руйнування структури. Подальше деформування призводить до виникнення ділянки із псевдопластичним характером течії, який переходить у псевдопластично-тиксотропний режим починаючи з 483 Па (рис. 1). При цьому ступінь тикстотропності  $T$  практично дорівнює ступеню реоексії  $R$  (таблиця). Подібні структурні переходи можна пояснити наступним. З літературних джерел [16—19] відомо, що вихідний розчин є тримірною аморфно-кристалічною полімерною системою, яка має значні пружні властивості. Проте окремі макромолекули, їх сегменти та мікрофібрили, які переважно мають форму сферичних глобул, піддаються броунівському руху. Коли система зазнає дії невеликих зро-

\* Роботу фінансово підтримано Державним агентством з питань науки, інновацій та інформатизації України (ДАНП), проект НН-352-2013.

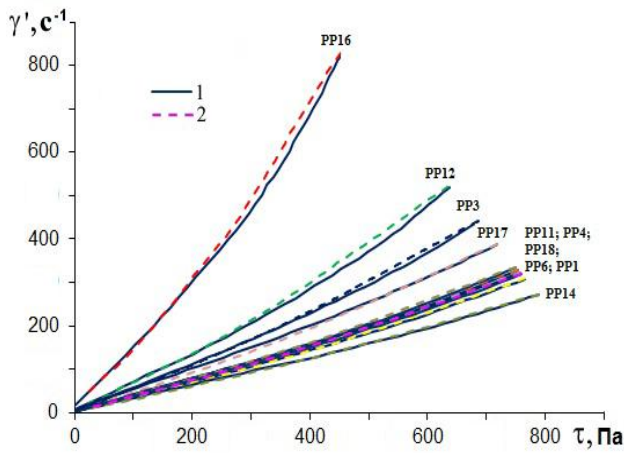


Рис. 1. Криві течії розчинів із трьома структурними станами (псевдопластично-реопексний – псевдопластичний – псевдопластично-тиксотропний): 1 — пряма крива, 2 — зворотна.

стаючих зсувних напружень, відбувається пружна деформація вихідної полімерної сітки: глобули частково перетинаються, утворюючи молекулярні зачеплення. Даний процес проявляється у вигляді ділянки дилатантної течії на кривій в'язкості [20]. Отже, градієнт швидкості зсуву, до якого відбувається зростання в'язкості системи внаслідок прояву дилатантних властивостей  $Vd$ , представляє собою так званий інтервал структуроутворення, у межах якого можлива організація певних угруповань за рахунок утворення поздовжніх та поперечних зв'язків, що здатні рухатись як єдине ціле. При цьому відбувається певне зміцнення системи, яке супроводжується тримірним хаотичним розташуванням молекулярних угруповань за відносно невисоких значень напружень зсуву. У свою чергу, досягнення та перевищення значення  $Vd$  приводить до

#### Склад та реологічні властивості двух- та трикомпонентних розчинів полімеру в розчиннику

| Розчин | ДБФ, % мас. | $\eta_0$ , Па·с | $P_T$ | $P_m$ | $Vd$ , $c^{-1}$ | $\eta_{max}$ , Па·с | $Vn_2$   | $\Delta Vn$ | T, МПа/с | D, відн.од. | R, МПа/с | PCPC, відн.од. | $V_1$ , Па |
|--------|-------------|-----------------|-------|-------|-----------------|---------------------|----------|-------------|----------|-------------|----------|----------------|------------|
|        |             |                 | Па    |       |                 |                     | $c^{-1}$ |             |          |             |          |                |            |
| PP1    | 0           | 2.11            | 157   | 766   | 78              | 2.81                | 108      | 30          | 0.0008   | 0.33        | 0.0007   | 2.12           | 407        |
| PP2    | 2.5         | 1.44            | 179   | 694   | 108             | 1.96                | 129      | 21          | 0.0060   | 0.36        | 0.0000   | 1.58           | 0          |
| PP3    | 3.75        | 1.33            | 162   | 686   | 117             | 1.79                | 139      | 22          | 0.0026   | 0.35        | 0.0005   | 2.00           | 305        |
| PP4    | 5           | 1.83            | 150   | 753   | 109             | 2.58                | 0        | 0           | 0.0012   | 0.41        | 0.0008   | 2.68           | 363        |
| PP5    | 7.5         | 1.53            | 143   | 717   | 121             | 2.12                | 148      | 28          | 0.0042   | 0.39        | 0.0000   | 2.19           | 25         |
| PP6    | 8.75        | 2.07            | 144   | 759   | 106             | 2.68                | 144      | 38          | 0.0016   | 0.29        | 0.0002   | 2.03           | 242        |
| PP7    | 10          | 2.20            | 183   | 784   | 103             | 3.19                | 117      | 14          | 0.0036   | 0.45        | 0.0000   | 2.54           | 0          |
| PP8    | 11.25       | 1.05            | 240   | 595   | 116             | 1.40                | 130      | 14          | 0.0120   | 0.33        | 0.0000   | 0.92           | 0          |
| PP9    | 12.5        | 1.29            | 223   | 649   | 99              | 1.68                | 123      | 24          | 0.0110   | 0.30        | 0.0000   | 1.05           | 0          |
| PP10   | 15          | 1.46            | 125   | 732   | 172             | 2.18                | 189      | 17          | 0.0004   | 0.49        | 0.0030   | 4.50           | 0          |
| PP11   | 17.5        | 1.91            | 144   | 750   | 86              | 2.54                | 127      | 41          | 0.0000   | 0.33        | 0.0002   | 2.17           | 261        |
| PP12   | 18.75       | 1.08            | 175   | 636   | 136             | 1.46                | 162      | 26          | 0.0055   | 0.35        | 0.0002   | 1.65           | 164        |
| PP13   | 20          | 1.59            | 194   | 709   | 108             | 2.15                | 127      | 19          | 0.0098   | 0.35        | 0.0000   | 1.47           | 0          |
| PP14   | 20.8        | 2.13            | 151   | 789   | 130             | 3.18                | 0        | 0           | 0.0008   | 0.49        | 0.0011   | 3.75           | 435        |
| PP15   | 21.7        | 1.05            | 132   | 684   | 100             | 1.92                | 132      | 33          | 0.0100   | 0.83        | 0.0000   | 2.35           | 0          |
| PP16   | 22.5        | 0.46            | 140   | 453   | 198             | 0.67                | 0        | 0           | 0.0060   | 0.48        | 0.0003   | 1.75           | 134        |
| PP17   | 25          | 1.40            | 122   | 718   | 146             | 2.00                | 165      | 19          | 0.0004   | 0.43        | 0.0036   | 4.00           | 538        |
| PP18   | 30          | 1.82            | 131   | 757   | 109             | 2.57                | 133      | 25          | 0.0003   | 0.41        | 0.0023   | 3.41           | 535        |
| PP19   | 40          | 1.88            | 165   | 744   | 77              | 2.53                | 110      | 33          | 0.0044   | 0.35        | 0.0000   | 1.86           | 0          |

П р и м і т к и:  $\eta_0$  — в'язкість практично незруйнованої структури;  $P_T$  — межа текучості;  $P_m$  — межа міцності;  $Vd$  — градієнт швидкості дилатантної течії;  $\eta_{max}$  — максимальна в'язкість дилатансії;  $Vn_2$  — кінець ньютонівської течії;  $\Delta Vn$  — довжина ділянки з ньютонівською течією; T — ступінь тиксотропності; D — ступінь дилатансії; R — ступінь реопексії;  $V_1$  — початок ділянки з псевдопластичною течією.

появи ділянки з ньютонівською течією на кривій в'язкості внаслідок руйнування поперечних зв'язків під час переходу системи у шаровий режим течії [21]. Початок руйнування вихідної структури відповідає появі реопексної петлі гістерезису. Остаточний перехід у двомірний стан виражається у прояві ділянки із псевдопластичною поведінкою (рис. 1) на кривій течії, в межах якої в системі настає деякий стан рівноваги — коли процеси руйнування та відновлення взаємно скомпенсовані. Подальше підвищення напруження зсуву приводить до виникнення різниці швидкостей зсуву між поздовжніми макромолекулярними шарами один відносно одного, в результаті чого знову виникають області міжглобулярних зв'язків. При цьому можливе співіснування молекулярних угруповань із більшою кількістю зв'язків, які можуть пружно деформуватись та миттєвих локальних зачеплень. Подібне явище супроводжується поступовим зниженням значення в'язкості і обумовлене тиксотропним структуруванням системи.

У загальному випадку додавання різної кількості пластифікатору ДБФ неоднозначно впливало на структурно-механічні властивості пластифікованих систем, спричиняючи виникнення різного характеру структурування. Встановлено, що для всіх розчинів проявлявся псевдопластично-тиксотропний структурний стан та дилатантне зростання в'язкості за відносно невисокими значеннями швидкостей зсуву (таблиця).

Додавання 3.75, 5, 8.75, 17.5, 18.75, 20.8, 22.5, 25 та 30 % мас. ДБФ приводило до утворення систем із характером структурування, подібним до вихідного розчину PP1. Як видно з рис. 1, трикомпонентні розчини PP3, PP4, PP6, PP11, PP12, PP14, PP16, PP17 та PP18 по чергово перебувають у трьох структурних станах — у псевдопластично-реопексному, виключно псевдопластичному і псевдопластично-тиксотропному. При цьому наявність пластифікатору сприяла зниженню в'язкості практично незруйнованої структури  $\eta_0$ . У той же час для PP14 спостерігалось незначне підвищення значення з 2.11 до 2.13 Па·с. Окрім того, присутність ДБФ підвищувала  $Vd$  у середньому на 25–30  $\text{с}^{-1}$  (таблиця). Однак всі інші реологічні характеристики змінювались неоднозначно. У загальному випадку для пластифікованих систем з трьома структурними станами межа міцності визначатиметься  $T$  (рис. 2). Встановлено, що

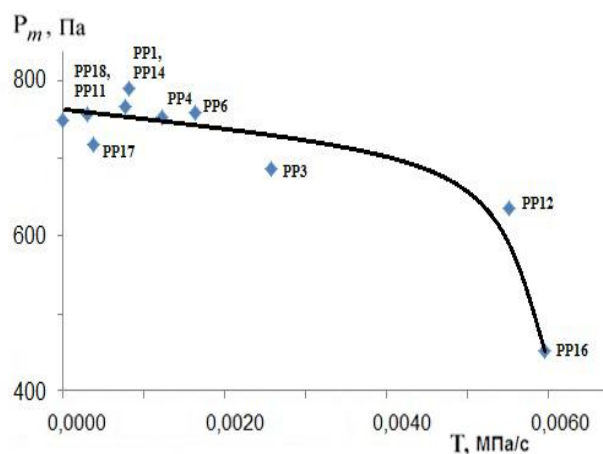


Рис. 2. Вплив ступеня тиксотропності на межу міцності розчинів із трьома структурними станами (псевдопластично-реопексний – псевдопластичний – псевдопластично-тиксотропний).

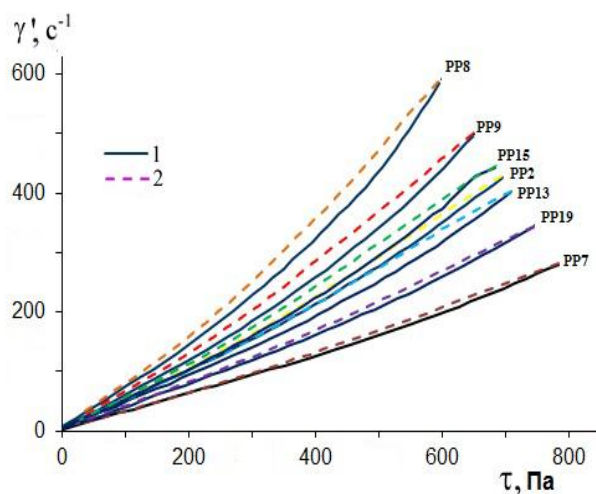


Рис. 3. Криві течії розчинів із псевдопластично-тиксотропним характером структурування. Тут і на рис. 4: 1 — пряма крива, 2 — зворотна.

збільшення  $T$  від 0.000001 до 0.0016 МПа/с практично не впливає на зміну межі міцності системи, однак подальше підвищення  $T$  до 0.006 МПа/с призводило до різкого падіння міцності та зниження в'язкості  $\eta_0$  майже у 4 рази (PP16 з 22.5 % мас. ДБФ).

Наведені структурні особливості можна пояснити наступним. Дані полімерні системи з трьома структурними станами зазнають тиксотропного руйнування лише після проходження попередніх структурних станів. Це пов'язано з тим, що, вірогідно, макромолекула ЕЦ має більш низь-

кий ступінь лінійності, більші розміри і є більш подібною до глобули. Тому для такої системи буде характерним попереднє проходження псевдопластично-реопексного – псевдопластичного структурних станів, упродовж яких відбувалося орієнтування та пошарове укладання елементів структури для подальшого руйнування на більш дрібні складові внаслідок переходу у псевдопластично-тиксотропний стан. При цьому для даних систем  $R$  визначає початок псевдопластичної течії: підвищення енергетичних витрат на реопексне руйнування структури зміщує початок псевдопластичної течії в область більш високих напружень зсуву до досягнення постійного значення у діапазоні  $R$  від 0.002 до 0.004 МПа/с.

Встановлено, що додавання 2.5, 10, 11.25, 12.5, 21.7, 20 та 40 % мас. пластифікатору приводило до утворення відповідних трикомпонентних розчинів із псевдопластично-тиксотропним характером структурування (рис. 3). При цьому для даних систем спостерігалось зниження  $\eta_0$ . Однак у випадку PP7 пластифікація 10 % ДБФ викликала деяке підвищення значення з 2.11 до 2.20 Па·с. Також загальним для даних розчинів було підвищення значення  $Vd$  у середньому на 20–25 с<sup>-1</sup> (таблиця). В даному випадку перебування системи лише в одному структурному стані можна пояснити наступним чином. Явище тиксотропії у своїй суті передбачає руйнування вихідної тримірної структури під дією зростаючих зсувних напружень, яке супроводжується падінням в'язкості на усьому проміжку швидкостей зсуву [18]. У випадку псевдопластично-тиксотропних розчинів PP2, PP7, PP8, PP9, PP13, PP15 та PP19 руйнування системи починається зі швидкості зсуву  $Vd$ , тобто вихідна структура після стадії зміцнення, руйнування і впорядкування протягом ділянки з ньютонівською течією  $\Delta Vn$  одразу починає переходити в одномірний стан упродовж усього інтервалу зсувних напружень. При цьому відсутність ділянок з псевдопластично-реопексним та псевдопластичним характером структурування (рис. 3) можна пояснити тим, що вихідна структура розчинів вже мала певну текстуру за рахунок більш вираженої лінійності макромолекули ЕЦ внаслідок специфіки проходження адсорбції молекули ДБФ на поверхні макромолекули полімеру. Через це таким системам не властиві інші структурні стани, оскі-

льки під дією спрямованого потоку відбувається орієнтування початкової шаруватої структури.

Трикомпонентний розчин PP5 із 7.5 % мас. пластифікатору ДБФ представляє собою полімерну систему, яка під час дії зсувних напружень перебуває послідовно у двох структурних станах: у діапазоні від 25 до 173 Па спостерігалась псевдопластична течія системи, що за подальшого зростання швидкості зсувних деформацій переходила у псевдопластично-тиксотропну (рис. 4,а). У даному випадку додавання ДБФ також призводило до зниження  $\eta_0$  із 2.11 до 1.53 Па·с і підвищення значення  $Vd$  на 43 с<sup>-1</sup> (таблиця).

Додавання 15 % мас. ДБФ (PP10) обумовило утворення системи, яка по чергово перебуває у двох структурних станах під впливом зростаючих швидкостей зсуву. В інтервалі зсувних напружень від 25 до 520 Па розчин PP10 знаходиться у псевдопластично-реопексному структурно-

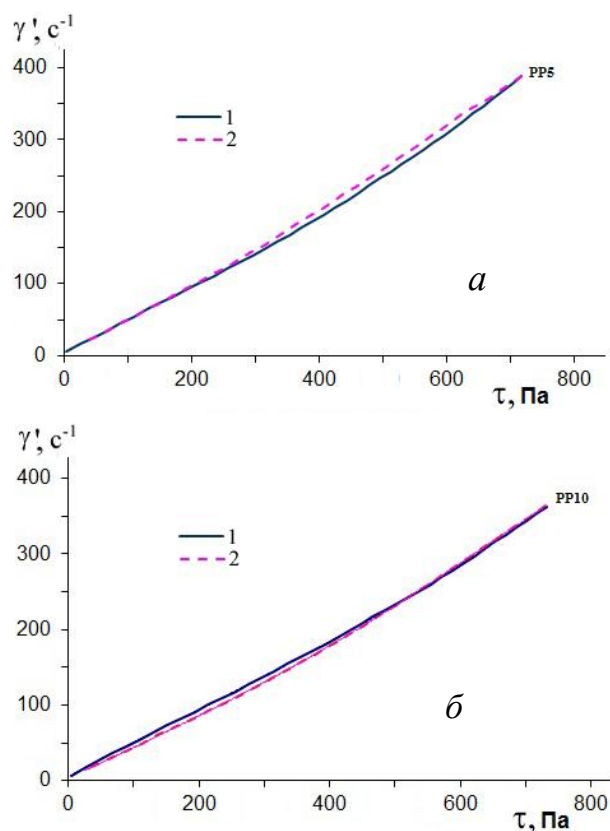


Рис. 4. Криві течії розчину із двома структурними станами: псевдопластичний – псевдопластичний тиксотропний (а) та псевдопластичний реопексний – псевдопластичний тиксотропний (б).

му стані. У свою чергу подальше деформування до 732 Па викликає стрибкоподібний перехід системи у псевдопластично-тиксотропний структурний стан без проходження ділянки із псевдопластичною течією (рис. 4,б). У даному випадку наявність 15 % мас. пластифікатору також призвело до зниження  $\eta_0$  із 2.11 до 1.46 Па·с і підвищення значення  $Vd$  приблизно на  $60 \text{ с}^{-1}$  (таблиця).

**ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ.** Для більш чіткого розуміння природи впливу пластифікатору на можливість реалізації певних структурних станів трикомпонентних розчинів необхідно встановити, що собою представляє розчинений полімер. Для цього, перш за все, треба проаналізувати специфіку проходження процесів розчинення полімера у розчиннику на етапі створення основи — вихідного двокомпонентного розчину PP1 (рис. 1). З літературних джерел відомо [11, 22], що за своєю природою полімерні ланцюжки мають певну гнучкість, завдяки якій макромолекули зігнуті і тому полімер має розпушену структуру з великими міжмолекулярними порожнинами. На першій стадії розчинення відбувається набухання полімеру — молекули розчинника дифундують у полімер і спочатку заповнюють міжмолекулярні порожнини. Надалі, в міру збільшення об'єму розчинника, відбувається розсування макромолекул полімеру внаслідок зміни ефективних радіусів полімерних клубків та відстані між їх центрами мас із одночасним збереженням суцільності полімерного тіла. Подальша інтенсифікація процесу набухання приводить до досягнення умови виникнення певних областей у структурі макромолекули полімеру, які характеризуються антипаралельним розташуванням сегментів, і з'являються ділянки з високим ступенем впорядкованості (кристаліти) [23]. Водночас такі кристаліти виявляються у переважачій кількості і формують центр елементарної фібрили, при цьому чергуючись з аморфними ділянками [10]. У свою чергу зовнішня частина елементарної фібрили представляє собою паракристалічну зону із великою кількістю вільної поверхневої енергії, завдяки якій елементарні фібрили схильні до бічного агрегування із утворенням мікрофібрил. Однак за умов подальшого перемішування і відповідно перевищення оптимального часу набухання настає такий момент,

коли молекули полімеру достатньо відсунуті, і починають відриватись одна від одної, переходячи в розчин.

Проте, якщо до остаточного переходу у розчин до системи ввести деяку кількість пластифікатору ДБФ, водночас із розсуванням макромолекул ЕЦ змінюватимуться їх конформації внаслідок адсорбції молекули ДБФ на поверхні макромолекули ЕЦ [14]. При цьому матиме місце утворення більш дрібних кристалічних зон через зниження вірогідності досягнення умов антипаралельного розташування сегментів макромолекули. Таким чином, одержаний пластифікований розчин представлятиме собою переважно аморфну систему із деякою концентрацією кристалічних включень. Однак навіть наявність пластифікатора не може виключати можливості розпаду макромолекули ЕЦ на більш дрібні складові за умов подальшого проведення розчинення через наявність у макромолекули ЕЦ так званих “слабких місць” (у роботі [11] поряд із замкненими пірзними циклами передбачають існування відкритих ланцюжків без напівацетального зв'язку  $C_{(1)} \rightarrow C_{(5)}$ ).

Отже, суттєва зміна реологічної поведінки одержаних розчинів полімеру пояснюється істотною зміною структури розчинів внаслідок додавання різної кількості пластифікатору ДБФ.

Загалом специфічна зміна деяких реологічних характеристик пластифікованих трикомпонентних розчинів є цілком логічною. Зокрема, зростання  $Vd$  і зниження  $\eta_0$  повністю узгоджується зі специфікою структуроутворення внаслідок проведення пластифікації. Подібне явище зумовлене тим, що утворені дрібні кристалічні зони, розмір і кількість яких цілком ймовірно залежатиме від особливостей взаємодії полімер — пластифікатор, виконували роль дисперсно-зміцнюючої фази, тим самим підвищуючи пружні властивості системи. У свою чергу, зниження в'язкості розчинів обумовлене зменшенням межі міцності структури (рис. 5). Проте у випадку розчину PP16 із 22.5 % мас. ДБФ зниження в'язкості  $\eta_0$  майже у 4 рази пояснюється найнижчою межею міцності через те, що, можливо, у випадку PP16 деформуванню піддається полімерна система із бімодальним розподіленням кристалітів за розміром [24].

Таким чином, додавання пластифікатору

до складу двокомпонентного розчину полімеру приводило до утворення тримірної вихідної структури з певним набором фізико-механічних властивостей, який визначається станом пластифікованої молекули ЕЦ. Тому автори даної роботи вважають за необхідне провести подальші дослідження трикомпонентних пластифікованих розчинів полімеру ЕЦ на предмет підтвердження аморфно-кристалічного стану даних систем за допомогою рентгеноструктурного аналізу та ІЧ-спектроскопії; довести зміну лінійності молекули ЕЦ проведенням серії динамічних реологічних досліджень.

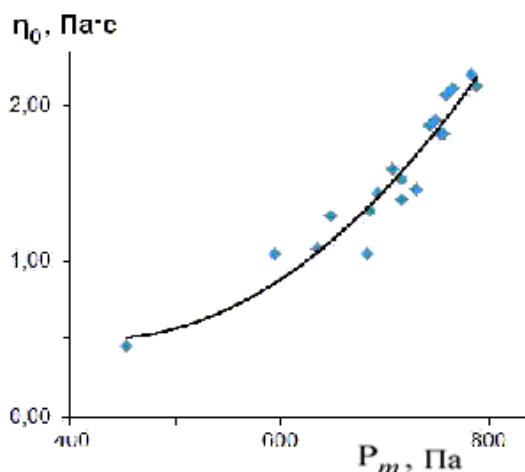


Рис. 5. Вплив межі міцності на в'язкість ( $\eta_0$ ) полімерних розчинів.

В'язкість практично незруйнованої структури досліджуваних розчинів визначалась межею міцності систем.

**ВИСНОВКИ.** Виявлені особливості реологічної поведінки пластифікованих полімерних розчинів із різною концентрацією пластифікатора в інтервалі напружень зсуву 1–1000 Па. Усі досліджувані розчини характеризувались наявністю псевдопластично-тиксотропного структурного стану та дилатантним зростанням в'язкості за відносно невисоких значень швидкостей зсуву. Встановлено, що додавання різної кількості пластифікатора ДБФ призводило до утворення тримірних полімерних систем із різним характером структурування внаслідок специфіки адсорбції молекули ДБФ на поверхні макромолекули ЕЦ. При цьому кількість та тип структурних станів розчинів визначається ступенем лінійності макромолекули ЕЦ.

**РЕЗЮМЕ.** Исследованы особенности структурообразования растворов полимера этилцеллюлозы в органическом растворителе терпинеоле с разной концентрацией пластификатора дибутилфталата методом практической реометрии. Установлено, что все растворы проявляли преимущественно псевдопластический характер структурирования и дилатантное увеличение вязкости при невысоких напряжениях сдвига. Выявлено, что добавление разного количества пластификатора приводило к образованию трехмерных полимерных систем с псевдопластично-реопексным—псевдопластическим—псевдопластично-тиксотропным, псевдопластично-тиксотропным, псевдопластично-реопексным—псевдопластично-тиксотропным, псевдопластическим—псевдопластично-тиксотропным характерами структурирования.

**SUMMARY.** Structurization features of polymer ethylcellulose in organic solvent terpeneol with different concentration of plasticizer dibutyl phthalate by practical rheometry method were investigated. It was established that all solutions were characterized by pseudoplastic flow type and dilatant increasing of viscosity at low shear stresses. It was found that plasticizer addition leads to formation of three-dimensional polymer systems with pseudoplastic-rheopexical—pseudoplastic—pseudoplastic-thixotropic, pseudoplastic-thixotropic, pseudoplastic-rheopexical—pseudoplastic-thixotropic, pseudoplastic—pseudoplastic-thixotropic structurization character.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. Журков С.Н. // Тр. первой и второй конф. по высокомолекуляр. соединениям. -1945. -С. 66—73.
2. Барштейн Р.С., Кирилович В.И., Носовский Ю.Э. Пластификаторы для полимеров. -М.: Химия, 1982.
3. Тагер А.А. Физикохимия полимеров. -М.: Химия, 1978.
4. Сулов А.Г., Корсакова И.М. Назначение, обозначение и контроль параметров шероховатости поверхностей деталей машин. -М.: МГИУ, 2010.
5. Тагер А.А. // Пласт. массы. -1990. -№ 4. -С. 59.
6. Пригожин И., Дефей Р. Химическая термодинамика. -Новосибирск: Наука, 1966.
7. Тиниус К. Пластификаторы. -М.;Л.: Химия, 1964.
8. Перепечко И.И. Введение в физику полимеров. -М.: Химия, 1978.
9. Иканина Т.В. // Высокомолекуляр. соединения. -1986. -А28, № 4. -С. 817.
10. Гелес И.С. Древесное сырье – стратегическая основа и резерв цивилизации. -Петрозаводск: Карельский научный центр РАН, 2007.
11. Штаркман Б.П. Пластификация поливинилхлорида. -М.: Химия, 1975.
12. Баран А.А. Полимерсодержащие дисперсные систе-

- мы. -Киев: Наук. думка, 1986.
13. *Козлов П.В., Патков С.П.* Физико-химические основы пластификации полимеров. - М.: Химия, 1982.
  14. *Липатов Ю.С., Сергеева Л.М.* Адсорбция полимеров. -Киев: Наук. думка, 1972.
  15. *Липатов Ю.С.* Межфазные явления в полимерах. -Киев: Наук. думка, 1980.
  16. *Малкин А.Я., Исаев А.И.* Реология: концепции, методы, приложения. -М.: Профессия, 2007.
  17. *Виноградов Г.В., Малкин А.Я.* Реология полимеров. -М.: Химия, 1977.
  18. *Шрамм Г.* Основы практической реологии и реометрии. -М.: Колосс, 2003.
  19. *Barnes H.A.* Handbook of elementary rheology. -Institute of Non-Newtonian Fluid Mechanics: University of Wales Aberystwyth, 2000.
  20. *Ефремов И.Ф.* // Успехи химии. -1982. -2, № 2. -С. 285—304.
  21. *Ливинский Ю.Е.* Реология дилатантных и тиксотропных дисперсных систем. -СПб.: РИО СПбГТИ (ТУ), 2001.
  22. *Лосев И.П., Тростянская Е.Б.* Химия синтетических полимеров. -М.: Книга по требованию, 2012.
  23. *Петропавловский Г.А.* Гидрофильные частично замещенные эфиры целлюлозы и их модификация путем химического сшивания. -Л.: Наука, 1988.
  24. *Im D.-H., Hyun S.-H., Park S.-Y. et al.* // Mater. Chem. Phys. -2006. -96. -P. 228—233.

Інститут проблем матеріалознавства  
ім. І.М.Францевича, Київ

Надійшла 12.09.2014