

PACS numbers: 36.20.-r, 61.41.+e, 62.23.Pq, 62.40.+i, 65.40.De, 81.05.Lg, 82.35.Np

Дослідження релаксаційних процесів у наповненому пентапласті термомеханічним методом

М. І. Шут¹, М. О. Рокицький¹, В. Л. Демченко², Г. В. Рокицька¹,
А. М. Шут³

¹Національний педагогічний університет імені М. П. Драгоманова,
вул. Пирогова, 9,
01030 Київ, Україна

²Інститут хімії високомолекулярних сполук НАН України,
Харківське шосе, 48,
02160 Київ, Україна

³Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
проспект Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна

У даній роботі представлено результати досліджень термомеханічних і релаксаційних властивостей полімерних композиційних матеріалів на основі високомолекулярного полієфіру пентапласту. Досліджено теплову деформацію композитів систем пентапласт–йодид срібла (AgI) і пентапласт–багатошарові вуглецеві нанотрубки (ВНТ) в околі температур склування пентапласту ($253 \text{ K} < T < 373 \text{ K}$). Виявлено, що процес склування аморфної частини полімера розділюється на дві складові — низько- та високотемпературну. Проаналізовано особливості модифікувального впливу різних наповнювачів на параметри процесу склування полімерної складової у вільному стані та стані пристінного до частинок наповнювача шару із різним ступенем впорядкування структури. Показано, що до полімерних композиційних систем, до складу яких входять полімери, здатні до кристалізації, а саме, високомолекулярні полієфіри та дисперсні чи то нанонаповнювачі, може бути застосованою термомеханічна метода аналізу релаксаційних процесів. На прикладі систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ виконано аналізу мультиплетних залежностей $d\varepsilon/dT$ композитів у температурному інтервалі склування, форму яких спричинено впливом структурно-активних частинок йодиду срібла та вуглецевих нанотрубок. Одержано розрахункові співвідношення для визначення комплексу релаксаційних характеристик наповненого пентапласту. Визначено температурні інтервали релаксаційних переходів, послідовність перебігу їх при нагріванні, а також розраховано кінетичні параметри спо-

стережуваних релаксаційних переходів, а саме, передекспонентних множників у рівнянні Больцманна–Арреніюса й енергій активації відповідних релаксаційних процесів.

This paper presents the results of the thermomechanical and relaxation properties' studies of polymer composite materials based on high-molecular-weight polyester penton. Samples for research are obtained by thermal pressing. The thermal deformation of composites of the penton–silver iodide (AgI) and penton–multilayer carbon nanotubes (CNTs) systems in the vicinity of the glass transition temperatures of the penton ($253\text{ K} < T < 373\text{ K}$) is studied. As revealed, the glass transition process of the amorphous part of the polymer is divided into two components, low- and high-temperature ones, associated with the existence of a more ordered phase located near the filler particles and a less ordered phase, respectively. The last one is not affected by the filler and, in fact, represents an unfilled polymer or a polymer in a volume that is not affected by the influence of filler particles. The features of the modifying effect of various fillers on the parameters of the glass transition process of the polymer component with varying degrees of structure ordering are analysed. As shown, for polymer composite materials, which include polymers capable of crystallization, namely, dispersion-filled high-molecular-weight polyesters, a thermomechanical method for analysing relaxation processes can be applied. Basing on the penton–AgI and penton–CNT systems, the composite multiplet dependences of $d\varepsilon/dT$, the shape of which is caused by the influence of structurally active particles of silver iodide and carbon nanotubes on the molecular mobility of various structural units of the polymer component, are analysed in the glass-transition temperature range. For determining the parameters of relaxation processes, the graphical method of analysing the experimental results presented in the $\ln\tau = f(1/T)$ coordinates, where τ is the relaxation time, is used. The calculation relations for determining the complex of relaxation characteristics of a filled penton are obtained. The temperature ranges of relaxation transitions, the sequence of their occurrence upon heating, and the kinetic parameters of the observed relaxation transitions are calculated; namely, the pre-exponent in the Boltzmann–Arrhenius equation and the activation energies of the corresponding relaxation processes are determined. As revealed, unlike penton–AgI composites, most penton–CNT composites are characterized by a decrease in the intensity of the relaxation α' -transition. This is additionally indicates a strong structuring effect of carbon nanotubes on the penton and the formation of a penton layer adjacent to the filler particles with a more ordered structure comparing to pure polymer structure.

Ключові слова: полімер, пентапласт, йодид срібла, вуглецеві нанотрубки, термомеханічна метода, релаксація.

Key words: polymer, penton, silver iodide, carbon nanotubes, thermomechanical method, relaxation.

(Отримано 26 грудня 2019 р.; після доопрацювання — 9 грудня 2020 р.)

1. ВСТУП

Відомо, що релаксаційні переходи в полімерах пов'язані з молекулярною рухливістю різних структурних елементів, які входять до тих чи інших підсистем полімера. У цілому релаксаційні переходи та характерні часи релаксації структурних елементів визначаються дискретним спектром часів релаксації цих елементів. Модифікація полімерних матеріалів дисперсними наповнювачами приводить до зміни структури полімера як системи та приводить до виникнення нових релаксаційних процесів. В залежності від властивостей наповнювачів їхній модифікувальний вплив на релаксаційні властивості полімерних композиційних матеріалів є різним.

Метою даної роботи було з'ясування впливу наповнювачів різної природи на релаксаційні властивості високостабільного та хемічно стійкого високомолекулярного полієфіру — пентапласту [1].

Відомо [2], що введення наповнювачів до складу полімерних матеріалів змінює структуру полімера в результаті взаємодії сегментів макромолекул із поверхнею частинок наповнювача, що приводить до утворення фізичних зв'язків полімер–наповнювач. Наповнені полімери можна уявити як багатофазні системи, що складаються з більш впорядкованої фази, розміщеної біля частинок наповнювача, та менш впорядкованої фази, на яку не поширюється вплив наповнювача. Тобто полімерна система за межами дії частинок наповнювача по суті являє собою ненаповнений полімер або полімер, в об'ємі якого не відчувається вплив частинок наповнювача. Для таких наповнених полімерних систем характерними є дві або декілька температур склування, що відповідають склуванню менш впорядкованої (T_{α}) та більш впорядкованої фази ($T_{\alpha'}$). Як правило, $T_{\alpha'} > T_{\alpha}$, оскільки у більш впорядкованій фазі істотно понижена сегментальна рухливість макромолекул. Як показують результати наших досліджень, такий характер впливу наповнювачів є характерним і для композитів систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

В якості наповнювачів були використані суперіонний матеріал, — йодид срібла (AgI) [3] з розмірами частинок у 1–6 мкм та формою, подібною до прямокутного паралелепіпеда із співвідношенням сторін 1:1:3 і 1:1:2, — і кислотно очищені від мінеральних домішок багатопарові вуглецеві нанотрубки (ВНТ) із зовнішнім діаметром у 10–40 нм, питомою поверхнею у 200–400 м²/г і питомим електричним опором у 0,05–0,1 Ом·см.

Зразки систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ готували в наступному T - p - t -режимі: нагрівання зі швидкістю у 0,058 К/с, витримка при 483 К протягом 15 хв. під тиском у 20 МПа, охолоджен-

ня із розтопу зі швидкістю у 0,008 К/с, що відповідає оптимальним технологічним умовам переробки композита з урахуванням властивостей як наповнювача, так і полімерної матриці.

Особливості термомеханічної поведінки композитів систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ досліджували методом пенетрації в режимі одновісного постійного навантаження ($\sigma = 0,5$ МПа) на установці УИП-70М. Лінійний нагрів зразків здійснювали зі швидкістю у 0,042 К/с. Дослідження проводили в температурному інтервалі 173–453 К.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Результати досліджень теплової деформації композитів систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ в області склування полімерної матриці одержували у вигляді графіків залежності $\varepsilon = f(T)$ (рис. 1, 2), де ε — відносне видовження зразків за одночасної дії на полімер силового та температурного полів.

Аналіза результатів на рис. 1 і рис. 2 показує, що у температурному інтервалі $273 \text{ К} < T < 353 \text{ К}$ на температурних залежностях відносної деформації композитів систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ спостерігається релаксаційний процес склування пентапласту, що розділяється на дві складові — низько- (T_{α}) та високотемпературну ($T_{\alpha'}$). Низькотемпературний α -релаксаційний перехід у системі пентапласт–ВНТ спостерігається на 4–5 К нижче, ніж у системі пентапласт–AgI, а концентраційні залежності T_{α} $f(\varphi)$ для обох систем є достатньо схожими. Так, у концентраційній області $0 < \varphi < 0,5$ об.% температури α -релаксації систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ набувають мінімальних значень у 287 К і 282 К відповідно, а при збільшенні концентрації до 2 об.% — зростають на величину близько 6 К.

Отже, за характером зміни концентраційної залежності температури релаксаційного α -переходу можна уявно поділити на дві ділянки — $0 < \varphi \leq 0,5\%$ і $\varphi > 0,5\%$. На першій ділянці з концентраціями наповнювача від 0 до 0,5% зі збільшенням вмісту AgI і ВНТ спостерігається деяке пониження температури початку процесу склування, що найбільш ймовірно викликано структурною активністю наповнювача. Як показали рентгеноструктурні дослідження [4], при невеликих концентраціях наповнювача спостерігається пониження загального ступеня кристалічності пентапласту. Це спричинює підвищення рухливості кінетичних одиниць полімерних ланцюгів і сприяє більш інтенсивному їхньому молекулярному руху. На другій ділянці при збільшенні концентрації наповнювача від 0,5 до 2% частинки AgI і ВНТ виступають у ролі зародків структуроутворення і таким чином обмежують рухливість окремих ланок макромолекул поблизу своєї поверхні, а в результаті темпера-

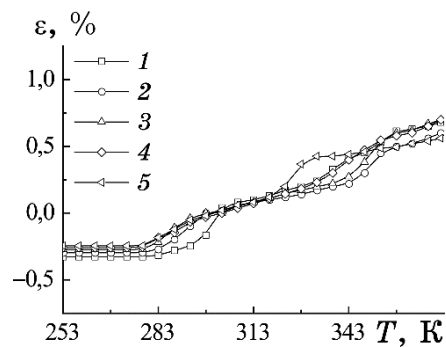


Рис. 1. Температурні залежності відносної деформації композитів системи пентапласт–AgI з об'ємними концентраціями 0% (1), 0,19% (2), 0,37% (3), 0,75% (4) та 2% (5).¹

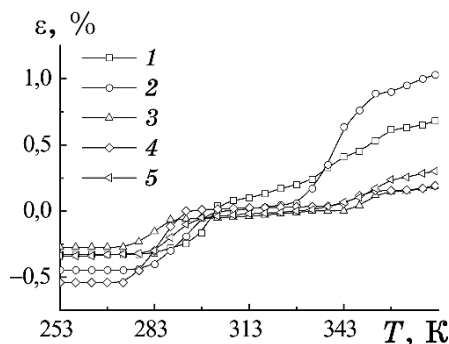


Рис. 2. Температурні залежності відносної деформації композитів системи пентапласт–BHT з об'ємними концентраціями 0% (1), 0,19% (2), 0,37% (3), 0,75% (4) та 2% (5).²

тура початку процесу склування підвищується.

Високотемпературна складова процесу склування для композитів обох систем характеризується оберненим до низькотемпературної складової характером залежності $T_{\alpha'} = f(\varphi)$. При цьому відбувається деяке зміщення в бік менших концентрацій, яке також може бути розділене на дві ділянки — $0 < \varphi \leq 0,37\%$ і $\varphi > 0,37\%$.

Для дослідження релаксаційних властивостей полімерних матеріалів, окрім методи релаксаційної спектроскопії, може бути використаною також термомеханічна метода. Цю методу можна використати для визначення температури релаксаційного переходу за змінами кута нахилу температурної залежності теплової деформації полімерних зразків або по стрибкоподібних змінах температурного коефіцієнта лінійного розширення полімера при нагріванні [5].

Відомо, що за відсутності фазових і релаксаційних переходів збі-

льшення лінійних розмірів полімерного зразка при нагріванні описується рівнянням $l = l_0(1 + \alpha T)$, де l_0 і l — лінійні розміри зразка при початковій температурі та температурі T відповідно; α — температурний коефіцієнт лінійного розширення. Цю залежність можна представити також у вигляді $\varepsilon = \alpha T$. Після диференціювання останнього рівняння по часу із врахуванням, що в умовах нагрівання з постійною швидкістю $T = T_0 + vt$, де T_0 — початкова температура, від якої здійснюється нагрівання, v — швидкість нагрівання, t — час нагрівання, одержимо $d\varepsilon/dt = \alpha v$. Отже, за відсутності температурних переходів у полімері при нагріванні величина $d\varepsilon/dt$, яка являє собою швидкість теплової деформації, є сталою. Її зміни свідчать про перебіг у полімері при нагріванні релаксаційних процесів.

За результатами, представленими на рис. 1 і рис. 2, було проведено розрахунки температурних залежностей величини $d\varepsilon/dt$ для компо-

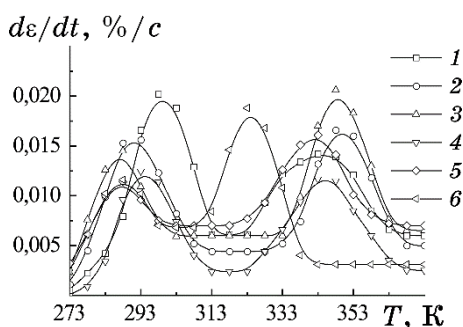


Рис. 3. Температурні залежності величини $d\varepsilon/dt$ для деяких композитів системи пентапласт–AgI з об'ємними концентраціями 0% (1), 0,19% (2), 0,37% (3), 0,5% (4), 0,75% (5) та 2% (6).³

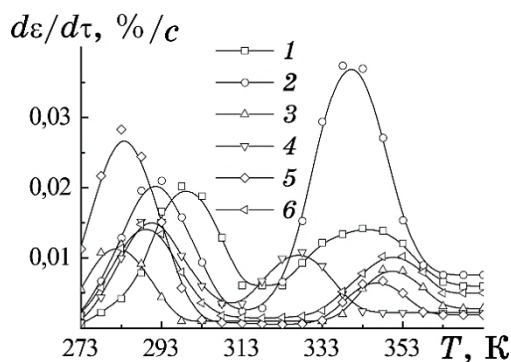


Рис. 4. Температурні залежності величини $d\varepsilon/dt$ для деяких композитів системи пентапласт–ВНТ з об'ємними концентраціями 0% (1), 0,19% (2), 0,37% (3), 0,5% (4), 0,75% (5) та 2% (6).⁴

зитів систем пентапласт–AgI (рис. 3) та пентапласт–ВНТ (рис. 4).

Аналіза рис. 3 та рис. 4 показує, що температурні залежності $d\varepsilon/dt$ для композитів на основі пентапласту характеризуються мультіплетністю і для детальної аналізи параметрів потребують використання запропонованої нами методики розділення максимумів [6]. Максимуми на кривих залежності $d\varepsilon/dt = f(T)$ відповідають релаксаційним переходам, що відбуваються в полімерах.

Схематично загальний вигляд температурних залежностей $d\varepsilon/dt$ для композитів систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ в околі низькотемпературної та високотемпературної складових релаксаційного процесу склування в полімерних системах схематично може бути представлений, як на рис. 5.

На ділянках cd та fg залежностей $d\varepsilon/dt = f(T)$ відношення $d\varepsilon/dt = \alpha v = \text{const}$ ($v \approx 0,042$ К/с з умов проведення експерименту); тому стає можливим визначення коефіцієнтів лінійного розширення для композитів систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ. Із результатів проведених досліджень коефіцієнт лінійного розширення дорівнює $8 \cdot 10^{-5}$ К⁻¹ та збігається із результатами досліджень теплового розширення наповненого пентапласту, проведених нами у роботі [7] методом лінійної дилатометрії.

В областях температур 278–308 К і 328–358 К для композитів обох систем величина $d\varepsilon/dt$ набуває максимальних значень, що свідчить про перебіг у полімерній складовій композита релаксаційних переходів.

Відомо, що величина $d\varepsilon/dt$ лінійно пов'язана з коефіцієнтом α , а величина α , в свою чергу, прямо пропорційна теплоємності у відповідності із Грюнайзеновим співвідношенням

$$\alpha K_T = \gamma C_V V^{-1}, \quad (1)$$

де K_T — модуль об'ємного стиснення, γ — Грюнайзенів параметер, C_V — теплоємність при сталому об'ємі, V — об'єм тіла.

Таким чином, можна припустити, що результати досліджень те-

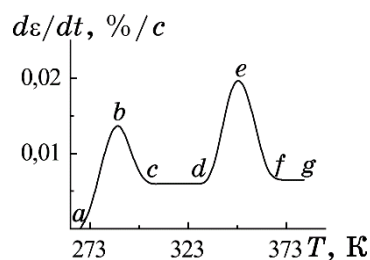


Рис. 5. Схематичне зображення температурної залежності $d\varepsilon/dt$ для деяких композитів систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ.⁵

плового розширення та теплоємності добре корелюють, що із незначним відхиленням в область вищих температур підтверджується результатами наших досліджень релаксаційних властивостей розглядуваних систем, виконаних калориметричною метою.

Для релаксаційного процесу справедливий вираз [8–11]

$$\Delta x = \Delta x_0 \exp(-t/\tau_i), \quad (2)$$

де Δx_0 і Δx — відхилення вимірюваної величини від рівноважного значення для початкового та даного моменту часу t , τ_i — час релаксації. У даному випадку міряною величиною є деформація ε ; тому вираз (2) можна записати у наступному вигляді:

$$\varepsilon_\infty - \varepsilon = (\varepsilon_\infty - \varepsilon_0) \exp(-t/\tau_i), \quad (3)$$

де ε_∞ , ε_0 і ε — рівноважне, початкове та поточне значення величини теплової деформації відповідно.

Продиференціюємо вираз (3) по часу із врахуванням того факту, що значення ε_∞ і ε_0 для цього релаксаційного переходу є сталими:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = (\varepsilon_\infty - \varepsilon_0) \frac{\exp(-t/\tau_i)}{\tau_i}.$$

Одержаний вираз можна записати в такій формі:

$$\tau_i = \frac{(\varepsilon_\infty - \varepsilon_0)}{d\varepsilon/dt} \exp(-t/\tau_i).$$

Із врахуванням виразу (3) одержуємо:

$$\tau_i = \frac{\varepsilon_\infty - \varepsilon}{d\varepsilon/dt}. \quad (4)$$

В свою чергу, залежність часу релаксації τ_i від температури описується відомою формулою Больцманна–Арреніюса [12, 13]:

$$\tau_i = \tau_{0i} \exp(U_i/(RT_i)). \quad (5)$$

Передекспоненційний множник τ_{0i} у формулі Больцманна–Арреніюса (5) — це коефіцієнт, значення якого залежить від розмірів i -ї кінетичної одиниці, що бере участь у даному релаксаційному процесі, та особливостей її внутрішньої структури. Кожна група релаксаційних переходів характеризується своїм значенням τ_{0i} . Наприклад, для групи сегментальних α -процесів релаксації (склування) маємо значення $\tau_{0i} \cong 5 \cdot 10^{-12}$ с ($\pm 20\%$) (що і підтверджується даними, яких наведено нижче у табл. 1 і 2; крім того, такі значення

підтверджуються даними, одержаними методом диференційної сканівної калориметрії). Для простих кінетичних одиниць фізичний зміст передекспоненти може бути інтерпретований як час однієї спроби кінетичної одиниці перейти через енергетичний бар'єр завдяки активації тепловими коливаннями, причому час однієї спроби дорівнює періоду коливань i -ї кінетичної одиниці. Також у (5) U_i — енергія активації i -го релаксаційного переходу, а R — універсальна газова стала.

Підставимо вираз (4) у вираз (5):

$$\frac{\varepsilon_{\infty} - \varepsilon}{d\varepsilon/dt} = \tau_{0i} \exp\left(\frac{U_i}{RT_i}\right). \quad (6)$$

Прологаритмувавши рівняння (6), остаточно маємо:

$$\lg \frac{\varepsilon_{\infty} - \varepsilon}{d\varepsilon/dt} = \lg \tau_{0i} + \frac{U_i}{2,3RT_i}. \quad (7)$$

Якщо і оскільки τ_{0i} та U_i не залежать від часу, то в координатах $\lg \tau_i - 1/T$ одержується пряма для i -го релаксаційного процесу, тобто з рівняння (7) видно, що вираз, що стоїть у лівій частині та дорівнює $\lg \tau_i$, лінійно залежить від оберненої температури. При визначенні параметрів релаксаційного процесу використовуємо графічну методу [8] аналізу експериментальних результатів, що подаються залежністю $\lg \tau = f(T^{-1})$: енергію активації знаходимо з нахилу прямої, оскільки $d(\lg \tau_i)/d(1/T) = U_i/(2,3R)$, а передекспоненту τ_{0i} визначаємо з відрізка, що відтинається на осі ординат.

На рисунках 6 і 7 наведено залежності логаритмів часів релаксації від оберненої температури для релаксаційних переходів, пов'язаних з низькотемпературною та високотемпературною складовими процесу склування у композитах систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ відповідно.

Таким чином, на основі аналізу параметрів низькотемпературної α - та високотемпературної α' -релаксації пентапласту у складі систем пентапласт–AgI і пентапласт–ВНТ було проведено розрахунок комплексу релаксаційних характеристик композитів, результати якого наведено у табл. 1 і 2.

4. ВИСНОВКИ

Аналіза одержаних результатів (табл. 1 і 2) свідчить про те, що процеси α' -релаксації у системі пентапласт–AgI проявляються інтенсивніше, ніж у системі пентапласт–ВНТ. На це вказують температури початку та кінця релаксаційного α' -переходу (рис. 1 і 2), а також величина зміни відносної деформації ($\Delta\varepsilon$) в межах переходу.

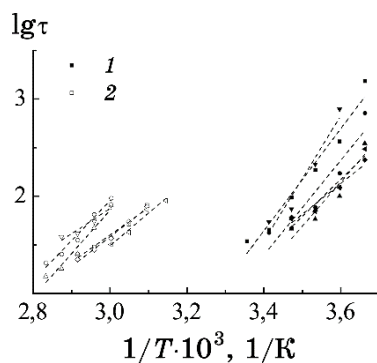


Рис. 6. Залежності $\lg\tau$ від оберненої температури для деяких композитів системи пентапласт–AgI в околі α - (1) та α' -релаксації (2).⁶

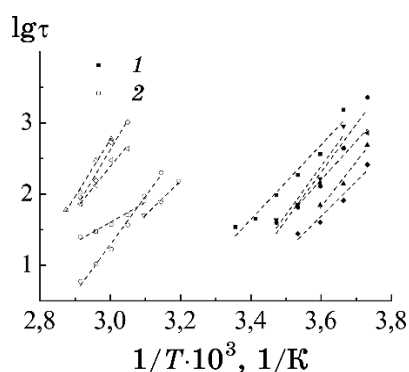


Рис. 7. Залежності $\lg\tau$ від оберненої температури для деяких композитів системи пентапласт–ВНТ в околі α - (1) та α' -релаксації (2).⁷

Виключення становить лише композит із вмістом $\varphi = 0,19\%$ ВНТ.

Для всіх інших досліджених композитів системи пентапласт–ВНТ спостерігається зменшення інтенсивності α' -переходу, що беззаперечно свідчить про інтенсивний структурувальний вплив вуглецевих нанотрубок на пентапласт та утворення пристінного до частинок наповнювача шару пентапласту з більш впорядкованою по відношенню до полімера в об'ємі структурою. Очевидно, що у більш впорядкованій фазі пристінного шару сегментальна рухливість макромолекул полімера знижується, що і підтверджується вищими температурами та значеннями енергії активації α' -переходу, характерними для композитів системи пентапласт–ВНТ.

Окрім того, як видно із порівняння результатів, одержаних при дослідженні механічної та структурної релаксації [14], і значення енергії активації для обох переходів практично збігаються. Таким чином, термомеханічна метода дослідження уможлиблює визнача-

ТАБЛИЦЯ 1. Комплекс релаксаційних характеристик низькотемпературної (α) та високотемпературної (α') складових процесу склування деяких композитів системи пентапласт–AgI.⁸

φ , %	T_{α} , К	$T_{\alpha'}$, К	$\tau_{0\alpha} \cdot 10^{-12}$, с	$\tau_{0\alpha'} \cdot 10^{-12}$, с	U_{α} , кДж/моль	$U_{\alpha'}$, кДж/моль
0	299	345	4,7	5,3	77,7	88,6
0,19	290	350	4,5	5,4	75,3	90,0
0,37	287	248	4,5	5,4	74,5	90,0
0,5	288	246	4,5	5,3	74,6	88,6
0,75	288	342	4,5	5,3	74,8	87,3
2	292	332	4,6	5,1	75,9	84,7

ТАБЛИЦЯ 2. Комплекс релаксаційних характеристик низькотемпературної (α) та високотемпературної (α') складових процесу склування деяких композитів системи пентапласт–ВНТ.⁹

φ , %	T_{α} , К	$T_{\alpha'}$, К	$\tau_{0\alpha} \cdot 10^{-12}$, с	$\tau_{0\alpha'} \cdot 10^{-12}$, с	U_{α} , кДж/моль	$U_{\alpha'}$, кДж/моль
0	299	345	4,7	5,3	77,7	88,6
0,19	292	351	4,6	5,2	76,0	87,3
0,37	282	353	4,4	5,5	73,2	91,3
0,5	283	350	4,4	5,5	73,3	90,8
0,75	283	346	4,4	5,4	73,5	90,0
2	289	338	4,5	5,3	75,0	89,6

ти температурні інтервали релаксаційних переходів у наповнених полімерах, послідовність перебігу їх при нагріванні, а також розраховувати кінетичні параметри релаксаційних переходів.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Ю. А. Мулин, И. К. Ярцев, *Пентапласт* (Ленинград: Химия: 1975).
2. Ю. С. Липатов, *Межфазные явления в полимерах* (Київ: Наукова думка: 1980).
3. Ю. Я. Гуревич, *Твердые электролиты* (Москва: Наука: 1986).
4. М. І. Шут, Г. В. Рокицька, М. О. Рокицький, В. В. Левандовський, О. І. Оранська, *Науковий часопис НПУ імені М. П. Драгоманова. Серія 1. Фізико-математичні науки*, **12**: 6 (2011).
5. Н. Б. Валиотти, Г. Е. Заиков, *Пластические массы*, **10**: 90 (1989).
6. Г. В. Рокицькая, Н. И. Шут, М. А. Рокицький, *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*, **2**: 95 (2017).
7. М. I. Shut, M. A. Rokitskiy, G. V. Rokitskaya, A. M. Shut, and T. G. Sichkar, *Abstracts of 3rd CEEP Workshop on Polymer Science* (23–26

- September, 2015*) (Lasi: 2015), p. 195.
8. Г. М. Бартенов, А. Г. Бартенева, *Релаксационные свойства полимеров* (Москва: Химия: 1992).
 9. Г. М. Бартенов, Н. И. Шут, С. В. Баглюк, В. Г. Рупышев, *Высокомолек. соед. А*, **30**, № 11: 2294 (1988).
 10. Г. М. Бартенов, Н. И. Шут, А. В. Касперский, *Высокомолек. соед. А*, **30**, № 5: 328 (1988).
 11. N. I. Shut, G. M. Bartenev, and A. V. Kaspersky, *Acta Polym.*, **40**, No. 8: 529 (1989).
 12. N. I. Shut, G. M. Bartenev, M. V. Lasorenko, and T. G. Sichkar, *Acta Polym.*, **42**, No. 6: 384 (1991).
 13. M. I. Shut, M. A. Rokitskiy, A. M. Shut, and G. V. Rokitskaya, *Functional Materials*, **20**, No. 2: 221 (2013).
 14. М. І. Шут, М. О. Рокицький, Г. В. Рокицька, А. М. Шут, І. М. Стасюк, *Фізика аеродисперсних систем*, **55**: 8 (2018).

REFERENCES

1. Yu. A. Mulin and I. K. Yartsev, *Pentaplast* [Penton] (Leningrad: Khimiya: 1975) (in Russian).
2. Yu. S. Lipatov, *Mezhfaznyye Yavleniya v Polimerakh* [Interfacial Phenomena in Polymers] (Kiev: Naukova Dumka: 1980) (in Russian).
3. Yu. Ya. Gurevich, *Tverdye Ehlektrolity* [Solid Electrolytes] (Moscow: Nauka: 1986) (in Russian).
4. M. I. Shut, H. V. Rokytska, M. O. Rokytskyi, V. V. Levandovskyi, and O. I. Oranska, *Naukovyi Chasopys NPU imeni M. P. Drahomanova. Seriya 1. Fyzyko-Matematychni Nauky*, **12**: 6 (2011) (in Ukrainian).
5. N. B. Valiotti and G. E. Zaikov, *Plasticheskie Massy*, **10**: 90 (1989) (in Russian).
6. H. V. Rokytska, M. I. Shut, and M. A. Rokytskyi, *Zhurnal Belorusskogo Gosudarstvennogo Universiteta. Fizika*, **2**: 95 (2017) (in Russian).
7. M. I. Shut, M. A. Rokitskiy, G. V. Rokitskaya, A. M. Shut, and T. G. Sichkar, *Abstracts of 3rd CEEP Workshop on Polymer Science (23–26 September, 2015)* (Lasi: 2015), p. 195.
8. G. M. Bartenev and A. G. Barteneva, *Relaksatsionnye svoystva polimerov* [Relaxation properties of polymers] (Moskva: Khimiya: 1992) (in Russian).
9. G. M. Bartenev, M. I. Shut, S. V. Baglyuk, and V. G. Rupyshev, *Vysokomolek. Soed. A*, **30**, No. 11: 2294 (1988) (in Russian).
10. G. M. Bartenev, M. I. Shut, and A. V. Kasperskiy, *Vysokomolek. Soed. A*, **30**, No. 5: 328 (1988) (in Russian).
11. N. I. Shut, G. M. Bartenev, and A. V. Kaspersky, *Acta Polym.*, **40**, No. 8: 529 (1989).
12. N. I. Shut, G. M. Bartenev, M. V. Lasorenko, and T. G. Sichkar, *Acta Polym.*, **42**, No. 6: 384 (1991).
13. M. I. Shut, M. A. Rokitskiy, A. M. Shut, and G. V. Rokitskaya, *Functional Materials*, **20**, No. 2: 221 (2013).
14. М. І. Шут, М. О. Рокитський, Н. В. Рокитська, А. М. Шут, І. М. Стасюк, *Фізика Аеродисперсних Систем*, **55**: 8 (2018) (in Ukrainian).

¹*M. P. Drahomanov National Pedagogical University,
9, Pirogov Str.,
UA-01030 Kyiv, Ukraine*

²*Institute of Macromolecular Chemistry, N.A.S. of Ukraine,
48, Kharkiv Highway,
UA-02160 Kyiv, Ukraine*

³*National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37, Prosp. Peremohy,
UA-03056 Kyiv, Ukraine*

¹ **Fig. 1.** Temperature dependences of the relative deformation of penton–AgI system composites with volume concentrations: 0% (1), 0.19% (2), 0.37% (3), 0.75% (4) and 2% (5).

² **Fig. 2.** Temperature dependences of the relative deformation of penton–CNT system composites with volume concentrations: 0% (1), 0.19% (2), 0.37% (3), 0.75% (4) and 2% (5).

³ **Fig. 3.** Temperature dependences of the $d\varepsilon/dt$ values of some penton–AgI system composites with volume concentrations: 0% (1), 0.19% (2), 0.37% (3), 0.75% (4) and 2% (5).

⁴ **Fig. 4.** Temperature dependences of the $d\varepsilon/dt$ values of some penton–CNT system composites with volume concentrations: 0% (1), 0.19% (2), 0.37% (3), 0.75% (4) and 2% (5).

⁵ **Fig. 5.** Schematic representation of $d\varepsilon/dt$ –temperature dependence of some penton–AgI and penton–CNT systems' composites.

⁶ **Fig. 6.** Dependences of $\lg\tau$ on inverted temperature of some penton–AgI system composites in the α - (1) and α' -relaxation (2) vicinity.

⁷ **Fig. 7.** Dependences of $\lg\tau$ on inverted temperature of some penton–CNT system composites in the α - (1) and α' -relaxation (2) vicinity.

⁸ **TABLE 1.** The complex of relaxation characteristics of the low-temperature (α) and high-temperature (α') components of the glass-transition process of some penton–AgI system composites.

⁹ **TABLE 2.** The complex of relaxation characteristics of the low-temperature (α) and high-temperature (α') components of the glass-transition process of some penton–CNT system composites.