

УДК 678.01:539.2:537.212

В.Л. Демченко, В.О. Віленський

ВПЛИВ ПОСТІЙНИХ ЕЛЕКТРИЧНОГО І МАГНІТНОГО ПОЛІВ НА СТРУКТУРУ І ТЕРМОМЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КОМПЗИТИВ НА ОСНОВІ ЕПОКСИДНОГО ПОЛІМЕРУ І ОКСИДУ Fe(III) АБО Al(III)

Вступ

Епоксидні олігомери є основою для створення перспективних і високотехнологічних полімерних композитів, у зв'язку з чим закономірності їх формування є об'єктом всестороннього вивчення [1]. Серед матричних композитів епоксидні полімери (ЕП) посідають важливе місце, оскільки при їх затвердінні формується просторова сітка, структура якої може бути направлено змінена дисперсними та полімерними наповнювачами [2].

Фізична модифікація полімерів і полімерних композитів є ефективним засобом регулювання їх структури та властивостей. Основними напрямками фізичної модифікації є піддавання полімеру дії зовнішніх силових полів (електричного [3], магнітного [4], температурного [5] та ін.) або створення на основі даного полімеру бінарних сумішей із полімером (олігомером), що має необхідні властивості [6].

Однак для створення якісних полімерних композиційних матеріалів (ПКМ) з покращеними термомеханічними [7], теплофізичними [8] та іншими властивостями необхідно вивчити і врахувати комплекс хімічних і фізико-механічних явищ, які відбуваються при формуванні матеріалу. З наукової та практичної точки зору важливо також дослідити вплив зовнішніх факторів, зокрема постійних магнітного та електричного полів, на структуру та властивості ПКМ.

Постановка задачі

Мета статті – вивчення впливу постійних електричного та магнітного полів на структуру, термомеханічні властивості та питому густину композитів на основі ЕП і оксидів Fe(III) або Al(III).

Експериментальна частина

Дослідження проводились на композитах, отриманих на основі епоксидної смоли (ЕС) ЕД-20 (ГОСТ 10577-84, виробник Росія), затвердіння якої виконувалось триетилентетраміном (виробник завод "РІАП", Україна). Епоксидна смола використовувалась без додаткової обробки, а триетилентетрамін (ТЕТА) очищувався вакуумною дистиляцією. Затвердіння ЕС виконувалось змішуванням її з ТЕТА у співвідношенні 1,00:0,18.

Як наповнювачі використовувались тонкодисперсні порошки оксидів металів (розмір частинок порошку близько 200 нм) – Fe₂O₃ і Al₂O₃. Оксиди металів Fe₂O₃ (ТУ 6-09-1418–78) і Al₂O₃ (ТУ 6-09-426–75) перед змішуванням із смолою сушилися у вакуумі протягом 24 год при T = 373 К. Об'ємна концентрація наповнювачів у композитах становила 0,2, 0,5, 1,0, 3,0, 5,0, 9,0 і 19,0 % (наприклад, ЕП + 3 % Fe₂O₃ – епоксидний полімер, в якому об'ємний вміст оксиду Fe(III) становить 3 %).

Питома поверхня наповнювачів, наведена в табл. 1, обчислювалась за формулою [9]

$$S_{\text{пит}} = \frac{6}{\rho L}, \quad (1)$$

де ρ – густина наповнювача; L – середній розмір частинок.

Таблиця 1. Деякі характеристики дисперсних наповнювачів

Наповнювач	Густина, $\rho \cdot 10^{-3}$ кг/м ³	Середній розмір частинок, нм	Питома поверхня, м ² /г
Fe ₂ O ₃	5,24	205	5,585
Al ₂ O ₃	3,97	245	6,169

Розмір частинок наповнювача вимірювався на оптичному мікроскопі "Granum R40" із збільшенням $\times 900$.

З метою однорідного розподілу порошоків наповнювача в полімерній матриці перед його введенням в об'єм ЕС його поверхня оброблялась 1 %-ним розчином ЕС в ацетоні протягом 1 год з наступним додаванням необхідної кількості ЕС та перемішуванням суміші протягом 1 год за допомогою магнітної мішалки, після чого до неї добавлялась стехіометрична кількість ТЕТА з подальшим перемішуванням ще протягом 0,5 год. Усі композиції піддавались температурній стабілізації при T = 333 К протя-

гом 24 год, після чого зразки вважались придатними для досліджень.

Композити досліджувались у вигляді плівок, отриманих на плоскій тетрафторетиленовій пластині. Твердіння плівок тривало протягом 10 год між полюсами електромагніта з напруженістю постійного магнітного поля (ПМП) $H = 4 \cdot 10^5$ А/м (площина зразка перпендикулярна до площини полюсів) при $T = 295 \pm 1$ К, а в постійному електричному полі (ПЕП) твердіння плівок відбувалося протягом 10 год між пластинами плоского конденсатора з напруженістю електричного поля $E = 3 \cdot 10^4$ В/м при $T = 295 \pm 1$ К.

Морфологія поверхні композитів досліджувалась за допомогою сканувального електронного мікроскопа JSM-6700F, JEOL, Токуо, Япон (збільшення $\times 7000$ і $\times 25000$, робоча напруга 15 кВ). Для дослідження морфологічної структури композити брались у вигляді пластин, потім вони шліфувались і полірувались на матовому склі і шовку. Отриманий “збурений” шар композитів переводився в газовий стан обробкою в установці JFC-1100 (TEOL) у режимі плазмової абляції ($E = 1,2$ кеВ) впродовж 2 год. Зразки травились у плазмі з малим вмістом енергетичних частинок упродовж 1 год. Для посилення оптичного контрасту композити напилювались платиною за допомогою приладу

для надтонкого напилення JFC-1600 Auto Fine Coater, JEOL, Токуо, Япон.

Термомеханічні властивості композитів досліджувались на універсальній термомеханічній установці, описаній у праці [10], у режимі аксіального стискання за питомого навантаження $\sigma_{\text{пит}} = 2,56$ МПа в інтервалі температур 293–600 К; композити у вигляді дисків розміром $0,005 \times 0,006$ м нагрівались із швидкістю 2,5 К/хв; похибка вимірювання деформації ε (%) від температури T (К) не перевищувала 5 %.

Питома густина епоксидного полімеру та композитів на його основі досліджувалась методом гідростатичного зважування [11]. Як рідина контракції використовувалась дистильована вода, густина якої при $T = 298$ К становила $\rho = 0,997 \cdot 10^3$ кг/м³. Для послаблення флоатції при визначенні густини досліджуваний композит, занурений у дистильовану воду, піддавався вакуумуванню при залишковому тиску $P = 9,8 \cdot 10^4$ Па протягом 30 хв. Похибка методу становила ± 2 %.

Результати досліджень та їх обговорення

На рис. 1 наведено електронно-мікроскопічні знімки вихідного ЕП та його композитів

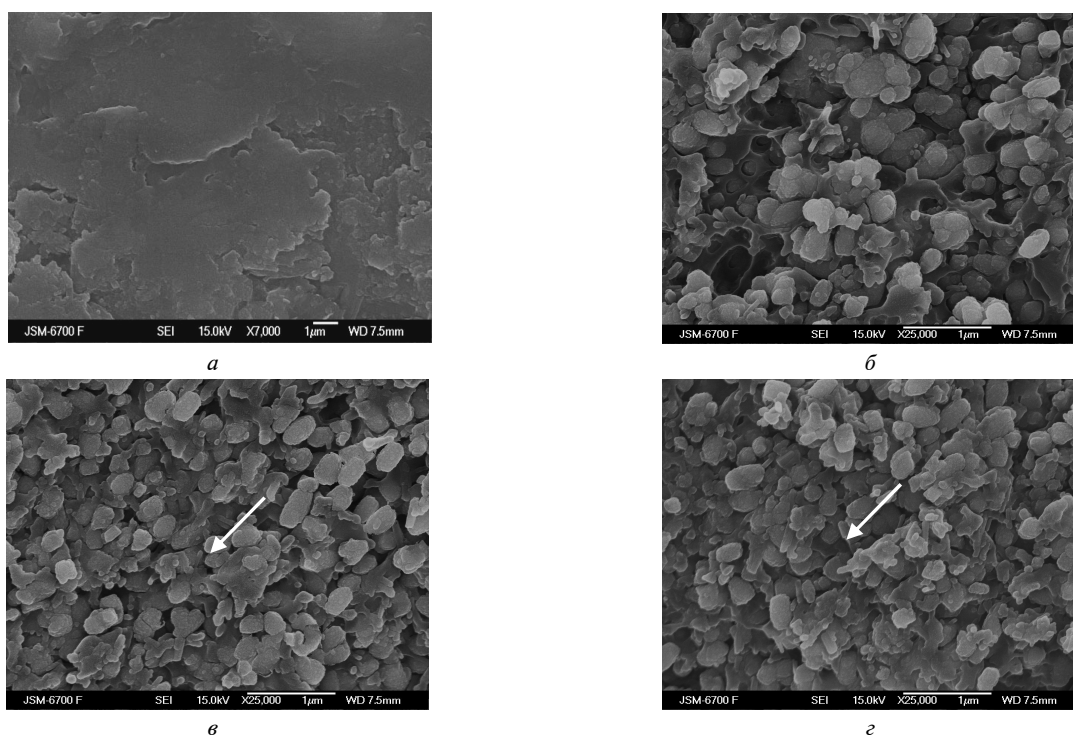


Рис 1. Електронно-мікроскопічні знімки вихідного ЕП (а) та композитів на його основі з 3%-ним об'ємним вмістом Fe_2O_3 , сформованих без дії поля (б) та підданих дії ПМП (в) і ПЕП (г) (білою стрілкою вказано напрямок дії полів)

з 3 %-ним об'ємним вмістом Fe_2O_3 , сформованих без поля та підданих дії ПМП і ПЕП.

З порівняння рис. 1, а і 1, б можна зробити висновок, що введення в об'єм епоксидної матриці 3 % Fe_2O_3 призводить до її структурування. З морфології матриці можна виділити частинки наповнювача, що відрізняються контрастом (світлі частинки, які за розміром відповідають наповнювачу у вихідному стані). Аналіз мікрофотографій рис. 1, б і в дає змогу встановити існування певної орієнтації морфології композиту (стрілка вказує напрямок орієнтації), і це свідчить, що дія постійного магнітного поля внаслідок орієнтації магнітних диполів (складових композиту) сприяє орієнтації частинок наповнювача переважно в напрямку дії поля.

Як відомо, в електричному полі відбувається орієнтація дипольних молекул переважно в напрямку поля (при цьому потенціальна енергія диполя мінімальна) і сумарний електричний момент всіх диполів не дорівнює нулю – створюється так званий орієнтаційний момент ($I_{\text{ор}}$) [12]. Тому, порівнюючи рис. 1, б і 1, з, можна помітити існування локальної орієнтації під дією ПЕП частинок наповнювача.

На рис. 2 наведено термомеханічні криві вихідного ЕП (1) та сформованого в постійних магнітному (2) і електричному (3) полях. На термомеханічній кривій 1 вихідного ЕП в інтервалі температур 463–546 К спостерігається область розм'якшення полімеру, яка за величиною податливості ($\varepsilon = 2,8\%$) відповідає здатності зшитого полімеру до пружної деформації. Руйнація хімічних зв'язків сітки даної будови відбувається при температурах 553–577 К, що супроводжується 100 %-ним продавлюванням зразка. З вигляду кривих 2, 3 можна зробити висновок, що ЕП, сформований у постійних фізичних полях, проявляє здатність до лінійного розширення. Обчислення коефіцієнта лінійного розширення за формулою

$$\alpha_l = [(l_k - l_0)/l_0] \cdot 100\% \quad (2)$$

(l_k – кінцева висота зразка; l_0 – початкова висота зразка) показує, що α_l досягає 10 і 15 % для ЕП, сформованого в ПМП і ПЕП, відповідно. Початок процесу розширення ЕП, сформованого в зовнішніх фізичних полях (криві 2, 3), відбувається при температурі 339 К, яка близька до температури початку сегментальної рухливості матричного полімеру. З рис. 1 видно,

що ЕП, сформований під дією зовнішніх фізичних полів, характеризується вищими значеннями температури продавлювання $T_{\text{пр}}$ (табл. 2). Подібний ефект було виявлено авторами праці [13] при дослідженні затвердіння епоксидного олігомеру ЕД-20 ароматичним діаміном (м-ФДА) у мікрохвильовому полі. За даними термомеханічного аналізу епоксидний полімер мікрохвильового затвердіння характеризувався більшими значеннями коефіцієнта лінійного розширення.

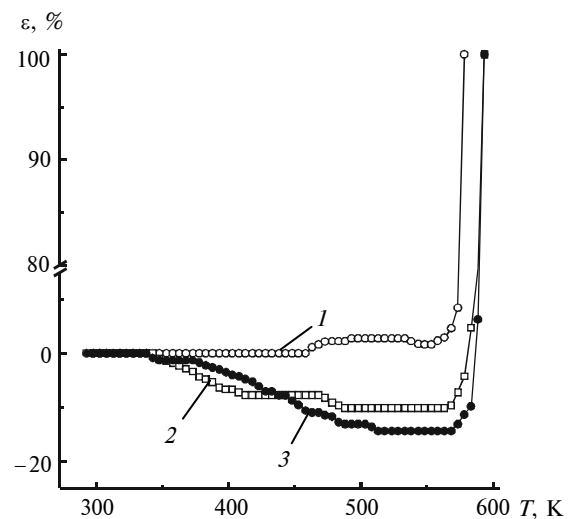


Рис. 2. Термомеханічні криві вихідного ЕП (1) та сформованого в постійних магнітному (2) і електричному (3) полях

Таблиця 2. Кількісна характеристика температури продавлювання вихідних та сформованих у ПМП і ПЕП композитів із різним об'ємним вмістом Al_2O_3 за даними термомеханічного аналізу

Al_2O_3 , об. %	$T_{\text{пр}}$, К (без поля)	$T_{\text{пр}}$, К (ПМП)	$T_{\text{пр}}$, К (ПЕП)
0	574	580	579
0,2	575	584	585
1,0	581	590	589
3,0	582	591	590
5,0	584	590	594
9,0	586	590	594
19,0	584	592	603

На рис. 3, а наведено термомеханічні криві композитів з Al_2O_3 . Вигляд цих кривих показує, що в інтервалі температур 343–483 К композиті ЕП+1,0 % Al_2O_3 проявляється здатність до пружної деформації ($\varepsilon \approx 3,8\%$) і, навпаки, для композитів ЕП+0,2 % Al_2O_3 і

ЕП + 3,0 % Al_2O_3 характерне температурне розширення α_1 приблизно 3,3 і 2,5 %, відповідно. Тому можна зробити висновок, що збільшення об'ємної концентрації наповнювача Al_2O_3 в області від 0,2 до 19,0 % не призвело до руйнування хімічної сітки ЕП, тобто температурна область руйнації композитів на основі ЕП і Al_2O_3 практично не зазнала змін.

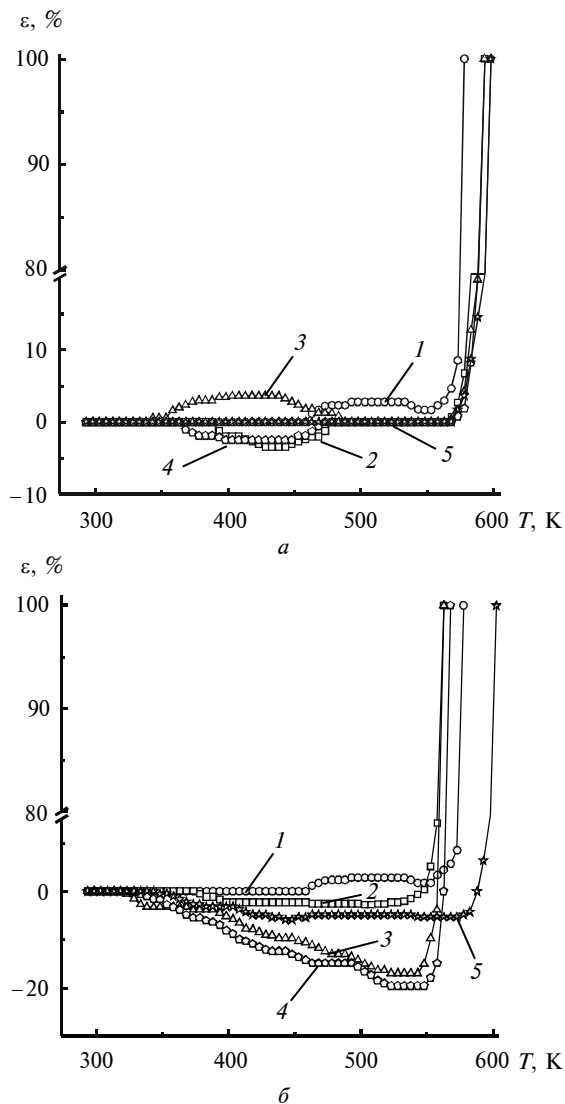


Рис. 3. Термомеханічні криві ЕП (1) та композитів на його основі та Al_2O_3 (а) і Fe_2O_3 (б), в об'ємі яких вміст оксиду становить: 0,2 (2), 1,0 (3), 3,0 (4) і 19,0 (5) %

На рис. 3, б наведено термомеханічні криві композитів з Fe_2O_3 , які свідчать, що під впливом оксиду заліза композити на основі зшитого полімеру набули властивостей, які більш притаманні лінійним полімерам. З рисунка видно, що для всіх композитів характерна

здатність до лінійного розширення. Обчислення коефіцієнтів лінійного розширення за формулою (1) показали, що α_1 для композитів ЕП+1,0 % Fe_2O_3 і ЕП+3,0 % Fe_2O_3 досягає максимального значення – 17 і 20 %, відповідно. Цілком зрозуміло, що цьому сприяють як поява вільного об'єму, утвореного молекулами ЕП внаслідок теплових коливань, так і особливості взаємодії частинок дисперсного наповнювача з елементами структури хімічної сітки.

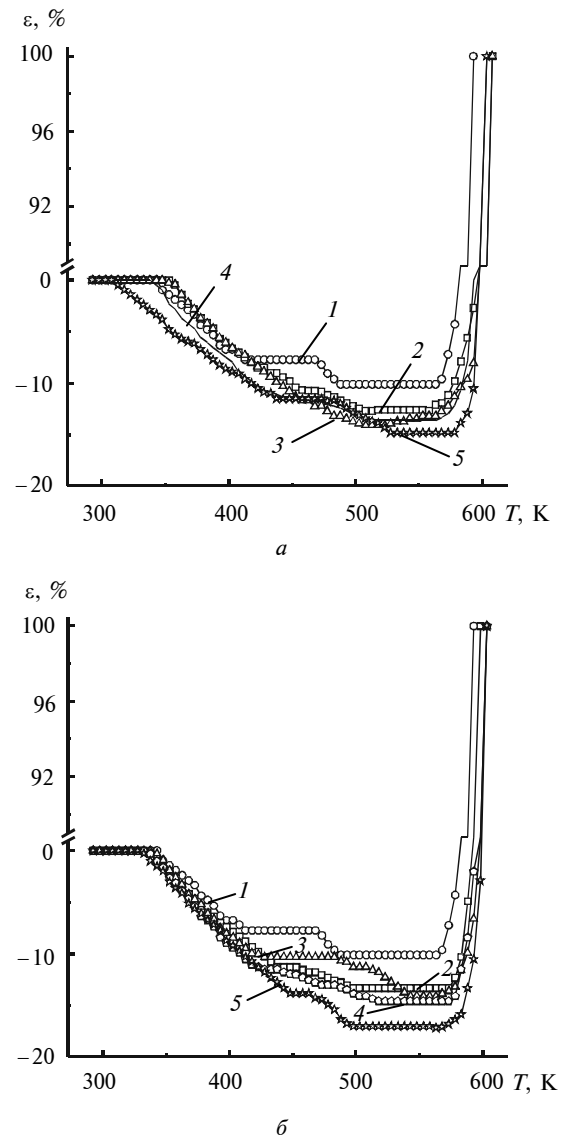


Рис. 4. Термомеханічні криві ЕП (1) та композитів на його основі і Al_2O_3 (а) та Fe_2O_3 (б), в об'ємі яких вміст оксиду становить: 0,2 (2), 1,0 (3), 3,0 (4) і 19,0 (5) %, сформованих у постійному магнітному полі

Здатність до аномального розширення композитів ЕП+ Fe_2O_3 може пояснюватись тим, що елементами структури композитів є лігандні

комплекси з оксидів заліза та донорно-акцепторних груп, при цьому Al_2O_3 менш здатний до комплексоутворення, і, як видно з рис. 3, *a*, композити $\text{EP} + \text{Al}_2\text{O}_3$ характеризуються меншою здатністю до розширення.

На рис. 4 наведено термомеханічні криві композитів на основі EP та Al_2O_3 (*a*) і Fe_2O_3 (*б*), сформованих у ПМП. Як видно з рис. 4, *a*, наповнювач Al_2O_3 сприяє формуванню такої структури композитів, що для них в області об'ємних концентрацій наповнювача від 0,2 до 19,0 % характерне температурне розширення ($\alpha_l \approx 13\text{--}16\%$) на відміну від композитів, сформованих у вихідному стані (див. рис. 3, *a*). При зростанні вмісту наповнювача Al_2O_3 в композиті спостерігається зростання температури продавлювання (див. табл. 2). Як видно з термомеханічних кривих композитів, на основі EP та наповнювача феромагнітної природи Fe_2O_3 , сформованих у ПМП (рис. 4, *б*), вони набувають здатності до лінійного розширення.

З термомеханічних кривих видно, що інтенсивність і особливості розширення корелюють із ступенем наповнення композиту ($\alpha_l \approx 13\text{--}17\%$), при цьому композити, сформовані без поля, характеризуються більшими значеннями α_l ($\alpha_l \approx 17\text{--}20\%$) (рис. 3, *б*). З табл. 3 видно, що магнітне поле сприяє підвищенню температури продавлювання композитів, тобто руйнування композиту настає при вищих температурах. Отже, можна зробити висновок, що ПМП створює орієнтований стан у матеріалі, який є більш стійким до руйнування.

Таблиця 3. Кількісна характеристика температури продавлювання вихідних та сформованих у ПМП і ПЕП композитів із різним об'ємним вмістом Fe_2O_3 за даними термомеханічного аналізу

Fe_2O_3 , об. %	$T_{\text{пр}}$, К (без поля)	$T_{\text{пр}}$, К (ПМП)	$T_{\text{пр}}$, К (ПЕП)
0	574	580	579
0,2	555	592	578
1,0	557	593	584
3,0	558	594	584
5,0	570	595	595
9,0	578	594	602
19,0	596	595	600

Композити, що містять Al_2O_3 , сформовані в ПЕП, набувають властивостей розширення в межах 9–14 % в умовах температурного нагріву (рис. 5, *a*) на відміну від тих, що сформовані у

вихідному стані (див. рис. 3, *a*), в яких температурна область руйнації практично не зазнала змін. Отриманий результат може пояснюватись тим, що оксид $\text{Al}(\text{III})$, як вже відзначалося вище, менш здатний до комплексоутворення.

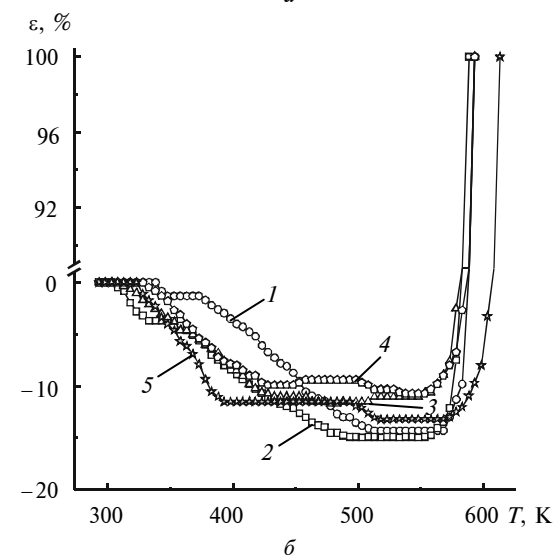
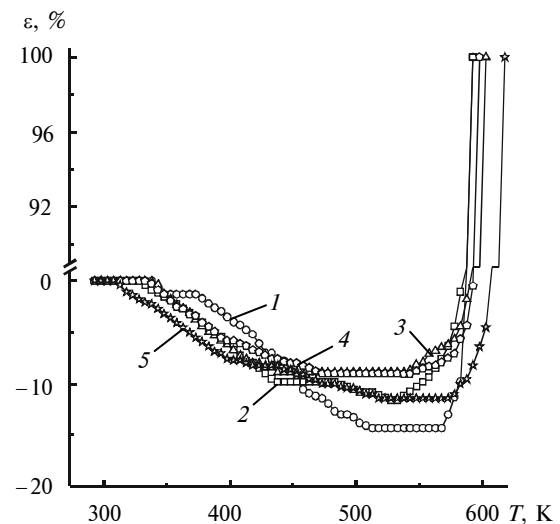


Рис. 5. Термомеханічні криві EP (1) та композитів на його основі і Al_2O_3 (*a*) та Fe_2O_3 (*б*), в об'ємі яких вміст оксиду становить: 0,2 (2), 1,0 (3), 3,0 (4) і 19,0 (5) %, сформованих у постійному електричному полі

Термомеханічна поведінка композитів $\text{EP} + \text{Fe}_2\text{O}_3$ свідчить про більшу його рухливість як у вихідному стані, так і у сформованому під дією ПЕП. Ця композиція здатна до розширення на 17–20 % у вихідному стані, що не характерно для зшитих полімерів. Формування композиту в умовах дії ПЕП приводить, як видно з рис. 5, *б*, до змін у структурі, які дещо обмежують її здатність до розширення з 17–20 до

10–18 %, при практично симбатному зростанні термостійкості композиції від 579 до 600 К із збільшенням вмісту наповнювача. На нашу думку, такий результат може бути досягнутий тим, що складна структура оксиду Fe(III), який здатний до комплексоутворення за координаційним механізмом [14], буде змушена поступово змінюватись під дією орієнтаційної поляризації, яка пропорційно залежить від напруженості електричного поля [3]:

$$\alpha_{\text{оп}} = \sum_i p_0 E_i / N,$$

де p_0 – постійний дипольний момент; N – кількість структурних елементів в одиниці об'єму. Композити, сформовані в ПЕП, характеризуються підвищеною термостійкістю (див. табл. 2, 3).

Спільною особливістю термомеханічної поведінки композитів, одержаних у постійних магнітному та електричному полях, є розширення полімеру з підвищенням температури (див. рис. 4, 5). Це може пояснюватись тим, що підвищення кінетичної рухливості полімерних ланцюгів під впливом температури викликає опір полімерної матриці навантаженню, прикладеному ззовні [15].

В табл. 4, 5 наведено експериментальні значення вимірювання густини ЕП та його композитів з Al_2O_3 і Fe_2O_3 . Теоретичні значення густини композитів обчислювались за формулою

$$\rho_{\text{ад}} = \frac{1}{\frac{m_1}{\rho_1} + \frac{m_2}{\rho_2}}, \quad (3)$$

де m_1 , m_2 – масові частки компонентів ($m_1 + m_2 = 1$); ρ_1 , ρ_2 – густини першого і другого компонентів, відповідно.

Таблиця 4. Значення густини вихідних та сформованих у ПМП і ПЕП зразків композитів із різним об'ємним вмістом Al_2O_3

Al_2O_3 , об. %	$\rho \cdot 10^{-3}$, кг/м ³ (без поля)	$\rho \cdot 10^{-3}$, кг/м ³ (ПМП)	$\rho \cdot 10^{-3}$, кг/м ³ (ПЕП)	$\rho \cdot 10^{-3}$, кг/м ³ (теоретичне)
0	1,159	1,162	1,178	1,16
0,2	1,163	1,186	1,180	1,17
1,0	1,173	1,188	1,183	1,2
3,0	1,188	1,198	1,195	1,28
5,0	1,207	1,228	1,216	1,35
9,0	1,246	1,272	1,261	1,47
19,0	1,348	1,377	1,367	1,79

Таблиця 5. Значення густини вихідних та сформованих у ПМП і ПЕП зразків композитів із різним об'ємним вмістом Fe_2O_3

Fe_2O_3 , об. %	$\rho \cdot 10^{-3}$, кг/м ³ (без поля)	$\rho \cdot 10^{-3}$, кг/м ³ (ПМП)	$\rho \cdot 10^{-3}$, кг/м ³ (ПЕП)	$\rho \cdot 10^{-3}$, кг/м ³ (теоретичне)
0	1,159	1,162	1,178	1,16
0,2	1,172	1,183	1,180	1,17
1,0	1,185	1,204	1,195	1,2
3,0	1,225	1,254	1,245	1,26
5,0	1,265	1,291	1,287	1,35
9,0	1,333	1,375	1,355	1,5
19,0	1,498	1,547	1,512	1,9

Як видно з таблиць, наповнювач типу оксиду металу зменшує щільність молекулярної упаковки епоксидної матриці. Це проявляється в меншій реальній густині ПКМ порівняно з густиною, розрахованою за принципом адитивності, причому ця різниця збільшується із збільшенням ступеня наповнення.

В той же час, з густини ЕП та композитів ЕП+ Fe_2O_3 і ЕП+ Al_2O_3 , розрахованих теоретично, і власне питомої густини оксидів Al_2O_3 і Fe_2O_3 , а саме $\rho = 3,97 \cdot 10^3$ і $5,24 \cdot 10^3$ кг/м³ [16] відповідно, можна зробити висновок, що фізичні властивості цих оксидів металів впливають на характер взаємодії з полімерною матрицею, що позначається на питомій густині композиту.

Дія зовнішнього магнітного поля на процес отвердіння ЕС приводить до виникнення необоротних процесів впорядкування структури [17].

Як видно з табл. 4, 5, під дією постійного магнітного поля густина ЕП та його композитів з Al_2O_3 або Fe_2O_3 має тенденцію до зростання. При цьому магнітне поле впливає більш істотно на композити на основі ЕП та феромагнітного наповнювача Fe_2O_3 на відміну від композитів з діамагнітним типом наповнювача Al_2O_3 . Отриманий результат може пояснюватись сильнішою взаємодією магнітних моментів атомів частинок феромагнітного наповнювача із зовнішнім полем, що супроводжується їх орієнтацією переважно вздовж напрямку дії поля і відповідно при цьому підвищується густина композиту. В праці [18] при вивченні методом рентгеноструктурного аналізу під широкими кутами структури епоксидного полімеру ЕДТ-10, затверділого в ПМП, автори роблять висновок, що внаслідок орієнтуючого ефекту магнітного поля відбуваються зміни просторо-

вої структури молекул, впорядкування і ущільнення атомної будови всередині молекул, що супроводжується підвищенням густини ЕП.

При твердінні наповненого ЕП в ПЕП відбувається перебудова його структури в умовах вимушеної орієнтації структурних елементів і при цьому змінюється стан системи, зокрема змінюється щільність упакування макромолекул. З таблиць видно, що композити, сформовані в ПЕП, мають більші значення густини на відміну від тих, які сформовані без поля. Такий результат, на нашу думку, зумовлений тим, що дією орієнтаційної поляризації ПЕП при отвердінні композиту формується більш впорядкована (щільна) структура.

У праці [19] вивчали вплив електричного поля ($E = 100$ кВ/см) на структуру та фізичні властивості різних аморфних полімерів, зокрема полівінілхлориду (ПВХ). Авторами виявлено, що плівки ПВХ, сформовані в електричному полі, характеризуються значно більшими значеннями густини, ніж сформовані у вихідному стані. Це пояснюється таким чином: під впливом електричного поля в об'ємі полімеру відбувається певна орієнтація ділянок макромолекул і самих макромолекул, і поле протидіє прийняттю макромолекулами енергетично найбільш вигідної, згорнутої, конформації. Вірогідно, що електричне поле протидіє в макромолекулах з великим дипольним моментом, додатково поляризованих і до того ж щільно упакованих, певним обертам ділянок ланцюгів – розорієнтації цих ділянок одна відносно одної. Щільність упакування макромолекул залишається при цьому великою.

Висновки

Отримані результати свідчать, що застосування зовнішніх фізичних полів дає змогу змінювати надмолекулярну структуру, густину та термомеханічні властивості полімерних композиційних матеріалів. Встановлено, що епоксидний полімер, сформований під дією зовнішніх фізичних полів, набуває здатності до аномального температурного розширення (при цьому підвищується і температура продавлювання), а також має тенденцію до зростання густини. Для композитів на основі ЕП і Al_2O_3 , сформованих у зовнішніх фізичних полях, характерна здатність до температурного розширення на відміну від сформованих у вихідному стані, в той час як композити на основі ЕП і Fe_2O_3 , сформовані в зовнішніх силових полях, характеризуються меншими значеннями коефіцієнта лінійного розширення на відміну від сформованих у вихідному стані. Це може пояснюватись тим, що Fe_2O_3 більш здатний до комплексоутворення на відміну від Al_2O_3 . Усі досліджувані композити, сформовані в зовнішніх фізичних полях, мають тенденцію до підвищення густини; за результатами досліджень вплив магнітного поля є більш істотний на композити на основі ЕП і ферромагнітного наповнювача Fe_2O_3 .

У подальшому бажано було б провести дослідження впливу напруженості постійних магнітного та електричного полів на структуру і термомеханічні властивості композитів на основі епоксидного полімеру і оксидів металів (Fe_2O_3 або Al_2O_3).

В.Л. Демченко, В.А. Виленский

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО И МАГНИТНОГО ПОЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОГО ПОЛИМЕРА И ОКСИДА Fe(III) ИЛИ Al(III)

Методами электронной сканирующей микроскопии, гидростатического взвешивания и термомеханического анализа исследовано влияние постоянных электрического и магнитного полей на структуру, термомеханические свойства и удельную плотность композитов на основе эпоксидного полимера и оксидов металлов (Fe_2O_3 , Al_2O_3). Показано, что формирование композитов под действием внешних физических полей способствует повышению их термостойкости и плотности.

V.L. Demchenko, V.O. Vilensky

THE INFLUENCE OF CONSTANT ELECTRIC AND MAGNETIC FIELDS ON THE STRUCTURE AND THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF COMPOSITES ON THE BASIS OF EPOXY RESINS AND OXIDE Fe (III) OR Al(III)

By employing the methods of scanning electron microscopy, hydrostatic weighing and thermomechanical analysis, we study the influence of constant electric and magnetic fields on the structure, specific density and thermomechanical properties of composites on the basis of epoxy resin and metals oxides (Fe_2O_3 , Al_2O_3). We show that composites formation under the influence of the external physical fields enhances their thermal stability and density.

1. Штомпель В.І., Демченко В.Л., Віленський В.О., Керча Ю.Ю. Мікрогетерогенна структура композитів на основі епоксидної смоли та оксиду Fe(III) або Al(III) // Полімер. журн. – 2008. – 30, № 3. – С. 233–238.
2. Віленський В.О., Демченко В.Л. Вплив природи дисперсних наповнювачів на структуру, теплофізичні властивості та електропровідність композитів на основі епоксидної смоли // Там же. – № 2. – С. 133–140.
3. Віленський В.О., Овсянкіна В.О., Штомпель В.І., Керча Ю.Ю. Дослідження впливу постійного електричного поля на процеси структуроутворення в композитах поліестеруретану і ацетобутирату целюлози, отриманих з розчину // Доп. НАН України. – 2004. – № 7. – С. 131–136.
4. Демченко В.Л., Штомпель В.І., Віленський В.О., Керча Ю.Ю. Вплив постійного магнітного поля на структуру композитів на основі епоксидного полімеру і оксиду Fe(III) або Al(III) // Полімер. журн. – 2008. – 30, № 4. – С. 302–310.
5. Штомпель В.І., Керча Ю.Ю. Структура линейных полиуретанов. – К.: Наук. думка, 2008. – 248 с.
6. Кулезнев В.Н. Смеси полимеров. – М.: Химия, 1980. – 300 с.
7. Білогубка О.Р., Малахова І.В., Шийчук О.В. Вплив дисперсних наповнювачів на термомеханічні і термічні властивості епоксидного компаунду // Полімер. журн. – 2005. – 27, № 4. – С. 268–271.
8. Віленський В.О., Демченко В.Л., Керча Ю.Ю., Шут М.І. Дослідження термомеханічних та теплофізичних властивостей нанокомпозитів на основі поліепоксиду та дисперсних наповнювачів різної природи // Фізика конденсованих високомолекулярних систем. – 2009. – Вип. 13. – С. 18–23.
9. Фролов Ю.Г. Курс коллоидной химии. Поверхностные явления и дисперсные системы. – М.: Химия, 1988. – 464 с.
10. Віленський В.А., Файнерман А.Е., Керча Ю.Ю. Физические методы исследования полимеров. – К.: Наук. думка, 1981. – С. 71–79.
11. Химическая энциклопедия / Под ред. И.Л. Кнунянца. – М.: Большая российская энциклопедия, 1992.
12. Тагер А.А. Физикохимия полимеров. – М.: Химия, 1978. – 544 с.
13. Білогубка О.Р., Шийчук О.В. Отверднення епоксидного олігомеру ароматичним діаміном у мікрохвильовому полі // Полімер. журн. – 2004. – 26, № 3. – С. 201–206.
14. Греков А.П., Отрошко Г.В. Некоторые физико-химические свойства наполненных полиуретаносемикарбазидов // Композ. полимер. материалы. – 1983. – Вып. 13. – С. 47–50.
15. Тейтельбаум Б.Я. Термомеханічний аналіз полімерів. – М.: Наука, 1979. – 234 с.
16. Фізико-хімічні властивості окислов: Справ. / Под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
17. Молчанов Ю.М., Родин Ю.П., Кисис Э.Р. Некоторые особенности структурных изменений эпоксидной смолы под воздействием магнитных полей // Механика полимеров. – 1978. – № 4. – С. 583–587.
18. Манько Т.А., Кваша А.Н., Соловьев А.В. и др. Структурные исследования эпоксидных полимеров, отвержденных в постоянном магнитном поле // Механика композитных материалов. – 1984. – № 4. – С. 589–592.
19. Нижник В.В., Тонкопієва Л.С., Мельник Н.П., Дубровська В.В. Відпалення аморфних полімерів на основі вінілхлориду в умовах дії електричного поля // Композ. полімер. матеріали. – 1998. – 20, № 1. – С. 69–73.

Рекомендована Радою
хіміко-технологічного факультету
НТУУ “КПІ”

Надійшла до редакції
23 лютого 2009 року