

УДК 678.5:541.64

*О.Ю. Полоз^а, В.І. Штомпель^б, К.С. Бурмістров^в, Ю.Р. Ебіч^в***ОСОБЛИВОСТІ МІЖФАЗНОЇ ВЗАЄМОДІЇ В ЕПОКСИДНИХ КОМПОЗИТАХ, НАПОВНЕНИХ СИЛІЦІЙ КАРБІДОМ**^а ТОВ «Нові технології», м. Дніпро, Україна^б Інститут хімії високомолекулярних сполук НАН України, м. Київ, Україна^в ДВНЗ «Український державний хіміко-технологічний університет», м. Дніпро, Україна

З'ясовано вплив концентрації і дисперсності силіцій карбїду, що рекомендується для виготовлення зносостійких епоксидних композитів, на міжфазну взаємодію з епоксидною смолою ЕД-20. Досліджено вплив дисперсної структури наповнювача на експлуатаційні властивості наповнених систем. Міжфазну взаємодію епоксидної матриці з силіцій карбїдом різного ступеня дисперсності характеризували структурним параметром, що враховує значення тангенса кута механічних втрат наповнених композитів, дисперсну структуру наповнювача – структурним параметром, який пов'язаний з одиничним об'ємом полімеру навколо дисперсних частинок. Показано, що відмінності формування дисперсної структури наповнювача з різним ступенем щільності обумовлюють густину полімерного прошарку на межі поділу фаз в наповнених композитах. Найбільша густина спостерігається для дрібнодисперсного наповнювача та найменша, що наближається до густини ненаповненого, у випадку крупнодисперсного силіцій карбїду. При застосуванні силіцій карбїду полідисперсного складу зі збільшенням його концентрації (20–300 мас.ч. на 100 мас.ч. ЕД-20) зменшується середня відстань між фрагментами міжвузлових молекулярних ланцюгів епоксидної матриці в її об'ємі внаслідок взаємодії цих фрагментів з поверхнею частинок наповнювача та формування його ущільненої дисперсної структури, що забезпечує покращення основних експлуатаційних властивостей високонаповнених епоксидних композитів.

Ключові слова: епоксидна смола, силіцій карбїд, міжфазна взаємодія, дисперсна структура, полімерний прошарок.

DOI: 10.32434/0321-4095-2020-128-1-39-46

Вступ

Одним з перспективних напрямків підвищення надійності технологічного устаткування, що працює в умовах абразивно-ерозійного зношування, є використання епоксидних композиційних матеріалів [1–2]. Епоксидні композиційні матеріали забезпечують необхідний комплекс фізико-механічних властивостей, зносостійкість, а також високу ремонтоздатність за рахунок неодноразового відновлення поверхонь деталей композитами [3]. Значною мірою такі властивості забезпечуються вибором відповідних наповнювачів з високою твердістю за шкалою Мооса [4]: карбїди силіцію, бору, електрокорунд, тощо. При розробці нових зносостійких композиційних матеріалів з регульованими властиво-

стями необхідно оптимально поєднати властивості епоксидної матриці та наповнювачів, оскільки природа, концентрація та дисперсність наповнювачів впливають на їх взаємодію з епоксидною матрицею, характеристики полімеру на межі поділу фаз і формування відповідної дисперсної структури композиційних матеріалів [5]. У цьому зв'язку має певний науковий і практичний сенс встановлення характеру взаємодії матриці з одним із доступних наповнювачів з високою твердістю за шкалою Мооса – силіцій карбїдом (SiC) та впливу наповнювача на дисперсну структуру при формуванні високонаповнених композиційних матеріалів.

Експериментальна частина

Як епоксидну матрицю використовували

діанову смолу ЕД-20 згідно з ГОСТ 10587-84 (ММ=390 г/моль, вміст епоксидних груп 21,2 мас.%). В епоксидну матрицю вводили карбіди силіцію (ТУ У 24.1-00222226-059:2006) з різними розмірами частинок: від 5 до 2200 мкм та полідисперсного складу у кількості 2–600 мас.ч. на 100 мас.ч. ЕД-20. Композиції одержували механічним змішуванням епоксидної смоли, епоксидовмісного розбавника ДЕГ-1 – дигліцидилового етеру діетиленгліколю (10 мас.ч. на 100 мас.ч. смоли ЕД-20), силіцій карбідів в необхідному співвідношенні та твердника – поліетиленполіаміну (10 мас.ч. на 100 мас.ч. смоли) для забезпечення основного процесу тверднення композицій за енергозберігаючою технологією – при звичайній (20°C) температурі за режимом: 20°C×24 год з наступним доотвердненням у режимі 100°C×3 год.

Структуру наповнених композитів визначали методом ширококутового розсіювання рентгенівських променів за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-4-07 з щільною колімацією первинного пучка рентгенівських променів. Для малонаповнених (2–20 мас.ч.) композитів, які характеризуються незначним послабленням первинного пучка (в 2–5 разів), використовували рентгенооптичну схему «на проходження» первинного пучка через зразок, а для композитів з високим вмістом наповнювача (100–600 мас.ч.), які послаблюють первинний пучок в 15–30 разів, застосовували рентгенооптичну схему «на віддзеркалення» первинного пучка на поверхні досліджуваного зразка із застосуванням фокусування за методом Брегга-Брентано.

Наявність гетерогенної структури на нанорозмірному рівні в об'ємі композитів визначали методом малокутового розсіювання рентгенівських променів із застосуванням малокутової рентгенівської камери КРМ-1 з щільним коліматором Кратки. Геометричні параметри камери задовольняли умови нескінченної висоти первинного пучка рентгенівських променів [6]. Усі рентгеноструктурні дослідження здійснювали в CuK_α -випромінюванні (довжина хвилі $\lambda=0,154$ нм), монохроматизованому Ni-фільтром, при температурі $22\pm 2^\circ\text{C}$.

Ступінь взаємодії полімер–наповнювач на міжфазній межі характеризували за допомогою параметра А, користуючись наступною формулою [7]:

$$A = \frac{1}{1 - \varphi_n} \cdot \frac{\text{tg}\delta_k}{\text{tg}\delta_m} - 1, \quad (1)$$

де φ_n – об'ємний вміст наповнювача [5]; $\text{tg}\delta_k$ та $\text{tg}\delta_m$ – тангенси кута механічних втрат наповненого полімеру та полімерної матриці, відповідно, значення останніх для досліджених систем взято з роботи [8].

Низька величина параметра А вказує на високий ступінь взаємодії між фазами наповненого полімеру [7].

Для визначення впливу силіцій карбїду на характеристики епоксидного полімеру на межі поділу фаз розраховували густину полімерного прошарку ρ_n в наповнених композитах з використанням рівняння адитивності для густини дисперсно-наповнених композицій [9,10]:

$$\rho_k = \rho_n \varphi_n + \rho_z \varphi_z + \rho_{\text{мфш}} \varphi_{\text{мфш}}, \quad (2)$$

$$\text{де } \rho_z \varphi_z + \rho_{\text{мфш}} \varphi_{\text{мфш}} = \rho_{\Pi} \varphi_{\Pi}, \quad (3)$$

$$\rho_{\Pi} = \frac{\rho_k - \rho_n \varphi_n}{\varphi_{\Pi}}, \quad (4)$$

$$\varphi_{\Pi} = 1 - \varphi_n, \quad (5)$$

$\rho_k, \rho_n, \rho_z, \rho_{\Pi}, \rho_{\text{мфш}}$ – густина композиту, наповнювача, зв'язуючого (ненаповненого полімеру), полімерного прошарку в композиті та міжфазного шару (мфш) на межі поділу фаз полімер–наповнювач, відповідно; $\varphi_n, \varphi_{\Pi}, \varphi_{\text{мфш}}$ – об'ємна частка наповнювача, полімерного прошарку та міжфазного шару у композиті, відповідно.

Густина полімерного прошарку ρ_n , що враховує і густину міжфазного шару, є структурним параметром впливу наповнювача на характеристики полімеру на межі поділу фаз [10]. Густина ненаповненого полімеру та композитів з силіцій карбїдом визначали гідростатичним методом з використанням аналітичних вагів.

Фізико-механічні випробування отверднених зразків композитів здійснювали відповідно до діючих стандартів. Зносостійкість композитів оцінювали в умовах жорсткого газоабразивного зношування потоком піску з розмірами частинок 0,5–0,9 мм при швидкості 76 м/с згідно з ГОСТ 23.201-78 на відцентровому прискорювачі твердих частинок ЦУК-3 під різними кутами атаки абразиву: $15^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$ та 90° .

Результати та їх обговорення

При виконанні аналізу рентгенівських дифрактограм полімерної матриці і композитів, отриманих шляхом введення 20 мас.ч. частинок силіцій карбїду різного ступеню дисперсності, виявлено різне кутове положення, співвідношення інтенсивностей і кількість дискретних диф-

ракційних максимумів, що характеризують кристалічну структуру силіцій карбиду (рис. 1). Зокрема, на дифрактограмі композиту, в якому роль наповнювача виконують частинки SiC розміром 125–200 мкм, присутні три дискретні максимуми ($2\theta_m=35,0^\circ, 35,6^\circ$ і $38,0^\circ$); при цьому останній максимум має найбільшу інтенсивність, а при $2\theta_m=35,6^\circ$ – найменшу (рис. 1, крива 2). На дифрактограмі композиту, що містить частинки SiC розміром 400–500 мкм, присутні два дискретні дифракційні максимуми ($2\theta_m=35,4^\circ$ і $38,0^\circ$), при цьому інтенсивність другого максимуму є значно меншою, ніж першого максимуму (рис. 1, крива 3). У свою чергу, на дифрактограмі композиту з частинками SiC з розміром 2000–2200 мкм присутній лише один дифракційний максимум дискретного типу значної інтенсивності при $2\theta_m=35,4^\circ$.

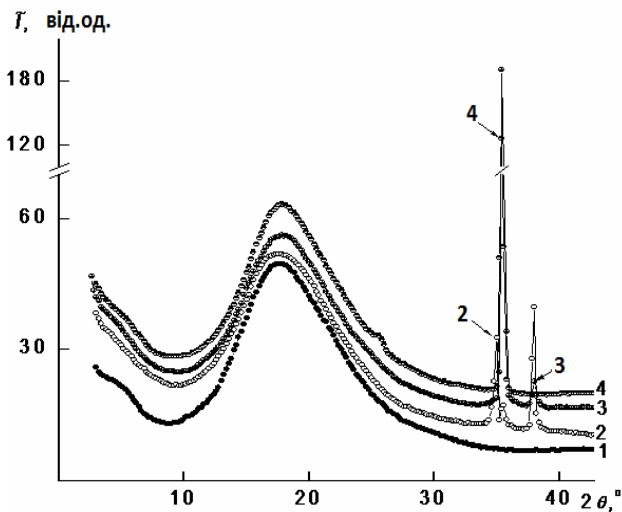


Рис. 1. Ширококутові рентгенівські дифрактограми полімерної матриці (1) та композитів (2–4) на її основі з 20 мас.ч. частинок SiC різного розміру: 1 – полімерна матриця без наповнювача (ЕД-20+ДЕГ-1+ПЕПА); полімерна матриця з частинками карбиду силіцію різного розміру (мкм): 2 – 125–200; 3 – 400–500; 4 – 2000–2200

Ці дані свідчать, що структура сформованої хімічної сітки поліепоксиду не перешкоджає агрегативним процесам частинок дрібно- та середньодисперсного силіцій карбиду, внаслідок яких розподіл цих частинок, капсульованих плівкою поліепоксиду різної товщини та густини, набуває певної впорядкованості. Зменшення кількості дифракційних максимумів у випадку крупнодисперсного силіцій карбиду пов'язано із значним зменшенням його впорядкованості в

структурі поліепоксиду та об'єму полімеру навколо наповнювача.

Оскільки дисперсність частинок силіцій карбиду по-різному впливає на їх структуру в епоксидній матриці, то застосування комбінації його частинок різного розміру дозволяє впливати на параметри дисперсної структури композицій та їх властивості [5]. Тому мало сенс визначити вплив запропонованої комбінації силіцій карбиду з різними розмірами частинок (тобто полідисперсного складу) на структуру епоксидних композиційних матеріалів. З аналізу наведених на рис. 2 рентгенівських дифрактограм композитів на основі полімерної матриці (крива 1) і композитів на її основі з 20 мас.ч. монодисперсних (крива 2) і полідисперсних за розміром частинок SiC (крива 3) випливає, що взаємодія фрагментів міжвузлових молекулярних ланцюгів полімерної матриці має місце з обома типами частинок силіцій карбиду, проте кристалічна структура монодисперсних частинок SiC має виражений прояв, тоді як структура кристалітів полідисперсних частинок не розкрита.

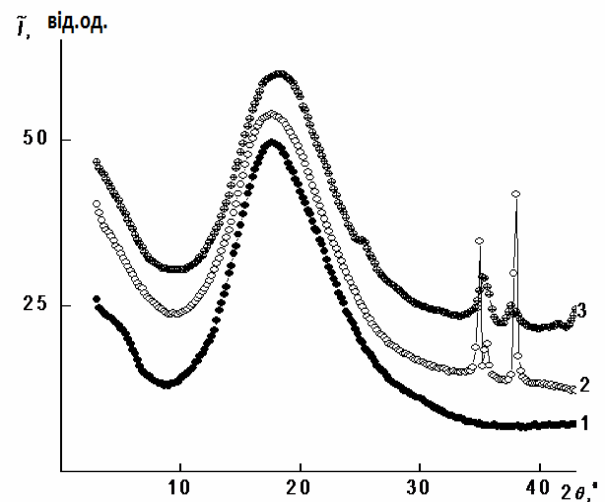


Рис. 2. Ширококутові рентгенівські дифрактограми полімерної матриці (1) та композитів (2)–(3) на її основі з 20 мас.ч монодисперсних і полідисперсних частинок карбиду силіцію: 1 – полімерна матриця без наповнювача (ЕД-20+ДЕГ-1+ПЕПА); полімерна матриця з частинками карбиду силіцію (мкм): 2 – монодисперсними (125–200); 3 – полідисперсними $(5\div 7)+(125\div 200)+(400\div 500)+(2000\div 2200)$

Про виражену кристалічну структуру монодисперсних частинок силіцій карбиду в композиті свідчать синглетні дифракційні максимуми: їх кутова півширина мала при $2\theta_m=35,0^\circ, 35,6^\circ$

і $38,0^\circ$. На нерозкрити кристалічну структуру полідисперсних за розміром частинок SiC в полімерній матриці вказує прояв мультиплетних дифракційних максимумів при $2\theta_m=25,6^\circ$, $35,2^\circ$ і $37,8^\circ$ (рис. 2, крива 3). Звертає увагу той факт, що на дифрактограмі композиту з полідисперсними за розміром частинками SiC присутня значна кількість дифракційних максимумів, тоді як на дифрактограмі композиту з монодисперсними частками силіцій карбиду наявні всього лише три синглетних максимуми. Крім того, кутове положення дифракційних максимумів на дифрактограмах обох композитів не збігається. Все це є підставою для висновку про те, що моно- і полідисперсні частинки силіцій карбиду по-різному впливають на впорядкованість полімерної капсули.

Аналіз рентгенівських дифрактограм полімерної матриці (рис. 3, крива 1) і композитів (рис. 3, криві 2–6), отриманих на її основі з різним вмістом (від 2 до 600 мас.ч.) частинок силіцій карбиду полідисперсного складу показав, що прояв кристалічної структури SiC спостерігається вже при його концентрації 2 мас.ч. у складі композитів, про що свідчить наявність двох малоінтенсивних мультиплетних дифракційних максимумів при $2\theta_m=35,4^\circ$ і $38,0^\circ$ (рис. 3, крива 2).

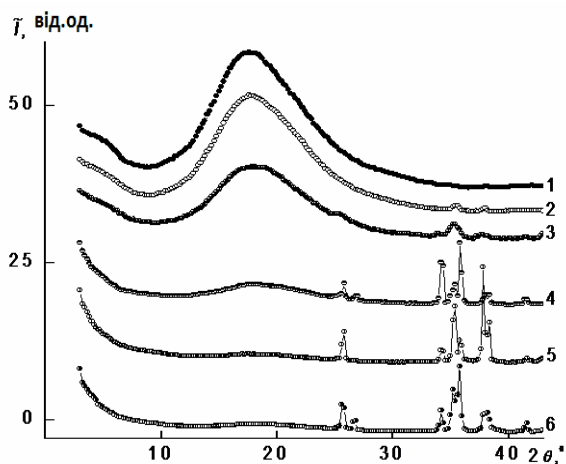


Рис. 3. Ширококутові рентгенівські дифрактограми полімерної матриці (1) та композитів (2)–(6) на її основі з різною концентрацією частинок карбиду силіцію полідисперсного складу (мкм):

$(5\div 7)+(125\div 200)+(400\div 500)+(2000\div 2200)$:

1 – полімерна матриця без наповнювача (ЕД-20+ДЕГ-1+ПЕПА); концентрація карбиду силіцію полідисперсного складу (мас.ч. на 100 мас.ч. ЕД-20):
2 – 2; 3 – 20; 4 – 100; 5 – 300; 6 – 600

Незважаючи на збільшення концентрації частинок SiC у складі композитів до 20 мас.ч., інтенсивність зазначених двох мультиплетних дифракційних максимумів збільшилася лише в два рази (рис. 3, крива 3), при цьому з'явилися також мультиплетні максимуми при $2\theta_m=25,4^\circ$, $34,0^\circ$ та інших кутах розсіювання рентгенівських променів, які виходять за рамки рисунка. Звертає на себе увагу той факт, що кутове положення більш інтенсивного аморфного гало, що характеризує ближнє впорядкування при трансляції у просторі фрагментів міжвузлових молекулярних ланцюгів ЕД-20, при концентрації 2 мас.ч. полідисперсних за розміром частинок в композиті є незмінним, але при 20 мас.ч. воно зміщується в напрямку більших кутів розсіювання (з $2\theta_m\approx 17,6^\circ$ до $2\theta_m\approx 18,0^\circ$). Це характеризує, з одного боку, зменшення середньої відстані (d) між фрагментами міжвузлових молекулярних ланцюгів ЕД-20 в об'ємі полімерної матриці, а з іншого – про взаємодію цих фрагментів з поверхнею частинок SiC. Ще більший зсув цього аморфного гало (до $2\theta_m\approx 18,6^\circ$) реалізується на рентгенівській дифрактограмі полімерного композиту, у складі якого міститься 100 мас.ч. полідисперсних частинок силіцій карбиду.

Цікаво відмітити, що подальше збільшення концентрації полідисперсних частинок SiC до 300 і 600 мас.ч. у складі полімерних композитів не приводить до подальшого кутового зсуву аморфного гало ($2\theta_m\approx 18,6^\circ$), при цьому відбувається зміна співвідношення інтенсивності та кількості (при 300 мас.ч. SiC) синглетних дифракційних максимумів. Це вказує на взаємодію полімерної матриці з частинками наповнювача (в ролі яких виступають полідисперсні частинки силіцій карбиду) незалежно від концентрації полідисперсних за розміром частинок силіцій карбиду.

За даними малокутової рентгенографії полімерна матриця і одержані на її основі композити з різним розміром частинок SiC є структурно гомогенними на нанорозмірному рівні (1–100 нм).

Дані рентгеноструктурного аналізу узгоджуються із значеннями структурного параметра A , залежності якого від об'ємного вмісту φ_n силіцій карбиду та розміру частинок L (дисперсності наповнювача) мають лінійний характер (рис. 4).

Звертає на себе увагу факт різного впливу розміру частинок силіцій карбиду (при об'ємному вмісті наповнювача $\varphi_n=0,51$ –300 мас.ч. на 100 мас.ч. ЕД-20, рис. 4, пряма 1) та об'ємного вмісту наповнювача φ_n (на прикладі дрібнодис-

першого силіцій карбїду з розміром частинок 5–7 мкм, рис. 4, пряма 2) на зміну значення параметра А: вплив концентрації високодисперсного силіцій карбїду значно більший. Це обумовлено, вочевидь, збільшенням частки ділянок локального порядку – кластерів полімеру [7] біля поверхні частинок дрібнодисперсного наповнювача при їх незначній концентрації, тобто зниженням їх молекулярної рухомості в міжфазному шарі. Наступна агрегація частинок цього наповнювача приводить до зміни поверхні агрегатів частинок у порівнянні з поверхнею частинок вихідного силіцій карбїду, зменшенню ступеня взаємодії полімеру з наповнювачем і відповідно до збільшення параметра А.

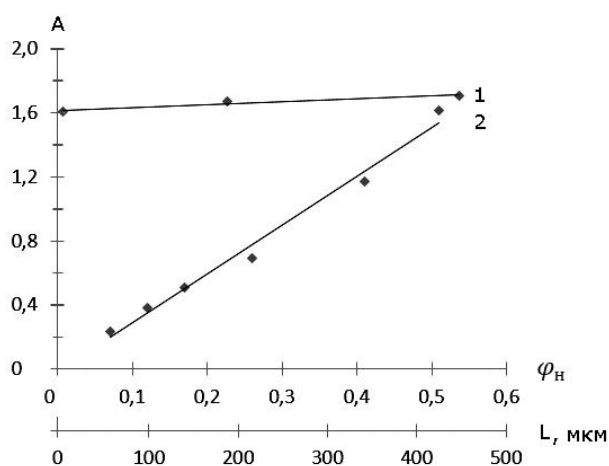


Рис. 4. Залежності структурного параметра А від розміру частинок L (1) та об'ємного вмісту ϕ_n (2) силіцій карбїду в епоксидних композитах на основі смоли ЕД-20

При значній кількості силіцій карбїду (300 мас.ч. на 100 мас.ч. смоли ЕД-20) спостерігається несуттєва зміна параметра А зі збільшен-

ням розміру його частинок (рис. 4, пряма 1) пов'язана, згідно з даним рентгеноструктурного аналізу, зі зменшенням при цьому взаємодії епоксидної матриці з силіцій карбїдом на міжфазній межі унаслідок утворення агрегатів із вихідних частинок наповнювача.

Однак параметр А не враховує структуру полімерної матриці поблизу поверхні наповнювача [7] та дисперсну структуру наповнювача, що суттєво змінюються з концентрацією і розміром частинок наповнювача [5]. Зміна ділянок локального порядку полімеру обумовлює і різну густину полімерного прошарку ρ_n на межі поділу фаз в наповнених композитах (табл. 1).

Таблиця 1
Густина полімерного прошарку на межі поділу фаз епоксидна матриця–силіцій карбїд різного ступеня дисперсності при критичному наповненні ($\phi_n = \phi_m$)

Марка силіцій карбїду	ρ_n , г/см ³	Розмір частинок, мкм	ϕ_m^*	ρ_k , г/см ³	ρ_n , г/см ³
F-1000	2,80	5–7	0,53	2,405	1,960
F-90		125–200	0,51	2,293	1,765
F-40		400–500	0,50	2,194	1,588
F-14		2000–2200	0,49	2,030	1,290

Примітка: * – Значення ϕ_m наведено в роботі [5]. Густина отвердненої ПЕПА ненаповненої епоксидної композиції $\rho_k = 1,25$ г/см³.

Згідно з даним табл. 1, зі зменшенням ступеня дисперсності силіцій карбїду (збільшенням розміру частинок наповнювача) значно зменшується густина полімерного прошарку на межі поділу фаз ρ_n , і вона наближається до густини ненаповненого полімеру.

Утворення відповідної структури композитів при застосуванні силіцій карбїду різної дисперсності впливає на комплекс їх основних фізико-механічних показників та зносостійкість

Таблиця 2
Вплив дисперсної структури (за параметром ϕ'_f) дрібнодисперсного силіцій карбїду та густини полімерного прошарку на межі поділу фаз (ρ_n) на фізико-механічні властивості наповнених композитів на основі епоксидної смоли ЕД-20, отвердненої ПЕПА

Вміст силіцій карбїду, мас.ч. на 100 мас.ч. ЕД-20	ϕ_n	ϕ'_f	ρ_n , г/см ³	Фізико-механічні властивості композитів			
				міцність при стисненні, МПа	міцність при розтягу, МПа	міцність при згині, МПа	ударна в'язкість за Шарпі, кДж/м ²
20	0,07	6,57	1,389	99	19,8	47,5	5,6
40	0,12	3,42	1,429	116	23,5	65,6	5,8
60	0,17	2,13	1,442	121	33,0	67,8	6,4
100	0,26	1,04	1,453	127	35,5	69,5	6,6
200	0,41	0,29	1,583	166	24,4	74,0	7,9
300	0,51	0,08	1,953	166	23,9	76,1	8,5

Таблиця 3

Вплив силіцій карбїду (300 мас.ч. на 100 мас.ч. смоли ЕД-20) на зносостійкість при газоабразивному зношуванні та фізико-механічні властивості епоксидних композитів на основі смоли ЕД-20

Показники		Силіцій карбїд		
		дрібнодисперсний F-1000	крупнодисперсний F-14	полідисперсного складу
Інтенсивність зношування при кутах атаки абразиву, см ³ /кг	15 ⁰	8,5	1,1	1,8
	30 ⁰	15,0	4,7	4,3
	45 ⁰	21,3	5,0	7,5
	60 ⁰	25,7	6,6	9,2
	90 ⁰	30,1	6,8	9,9
Ударна в'язкість за Шарпі, кДж/м ²		8,5	1,9	4,2
Міцність при розтягу, МПа		23,9	11,1	24,8
Міцність при згині, МПа		76,1	30,0	70,0
Міцність при стисненні, МПа		165,7	63,2	164,3
Температура склування, °С		118	109	130

при жорстких умовах газоабразивного зношування частинками піску під різними кутами атаки (табл. 2, 3).

Дані табл. 2 на прикладі дрібнодисперсного силіцій карбїду доводять, що значні структурні зміни дисперсної структури наповнювача, які характеризуються параметром $\varphi'_r = (\varphi_m - \varphi_n) / \varphi_n$ [5], і який віддзеркалює одиничний об'єм полімеру навколо дисперсної частинки, суттєво впливають на зміну густини полімерного прошарку ρ_n та, відповідно, на фізико-механічні властивості композитів.

Однією з найбільш чутливих фізико-механічних характеристик до зміни структури наповнених епоксидних композитів є міцність при розтязі [11]. Згідно з даним табл. 2, ця характеристика композитів змінюється за екстремальною залежністю. Збільшення міцності при розтязі композитів при концентрації дрібнодисперсного силіцій карбїду до 100 мас.ч. пов'язано з утворенням при таких концентраціях суцільної армуючої сітки наповнювача. Зниження міцності при більшому вмісті наповнювача, вочевидь, є наслідком часткового руйнування такої сітки при формуванні агломератів.

Укрупнення частинок силіцій карбїду призводить до розщільнення структури і, як результат, до зниження температури склування та фізико-механічних властивостей композитів (табл. 3). В той же час, для зносостійкості композитів спостерігається протилежна залежність, пов'язана з позитивним впливом твердих укрупнених зносостійких частинок наповнювача. Використання силіцій карбїду полідисперсного складу сприяє підвищенню зносостійкості ком-

позитів при збереженні на достатньо високому рівні їх фізико-механічних властивостей.

Таким чином, властивості епоксидних композитів змінюються відповідно до дисперсної структури наповнювача та густини полімерного прошарку навколо нього, що пов'язані з дисперсністю частинок силіцій карбїду та їх вмістом в композиті.

Висновки

В досліджених дисперсно-наповнених системах на основі епоксидної смоли ЕД-20, отвердненої поліетиленполіаміном, зі збільшенням ступеня дисперсності силіцій карбїду зростає об'єм міжфазного шару, що супроводжується зростанням густини полімерного прошарку поліепоксиду на межі поділу фаз з 1,290 до 1,960 г/см³ при критичному наповненні.

Відмінності формування дисперсної структури наповнювача з різним ступенем щільності обумовлюють густину полімерного прошарку на межі поділу фаз в наповнених епоксидних системах (найбільшу для дрібнодисперсного наповнювача, найменшу, наближаємо до густини ненаповненого, у випадку крупнодисперсного силіцій карбїду) та експлуатаційні властивості епоксидних композитів.

При застосуванні силіцій карбїду полідисперсного складу зменшується середня відстань між фрагментами міжвузлових молекулярних ланцюгів епоксидної матриці в її об'ємі внаслідок взаємодії цих фрагментів з поверхнею частинок наповнювача та формування його ущільненої дисперсної структури, що забезпечує покращення основних експлуатаційних властивостей високонаповнених епоксидних композитів.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Ягер М., Готье К. Абразивный износ - неразрешимая проблема? // Композитный мир. – 2010. – № 2(29). – С.6-15.
2. Полоз А.Ю., Липицкий С.Г., Кущенко С.Н. Выбор параметров для сравнительной оценки износостойкости эпоксидных композиционных материалов // Технологический аудит и резервы производства. – 2016. – № 5/3 (31). – С.26-31.
3. Полоз О.Ю., Липицкий С.Г., Кущенко С.М. Зносостійкі епоксидні композити конструкційного призначення // Хімічна промисловість України. – 2015. – № 5 (130). – С.25-27.
4. Добровольский А.Г., Кошеленко П.И. Абразивная износостойкость материалов. – К.: Техніка, 1989. – 128 с.
5. Полоз О.Ю., Ебич Ю.Р. Параметры дисперсной структуры высоконаполненных эпоксидных композиций // Вопр. химии и хим. технологии. – 2015. – № 2. – С.119-124.
6. Kratky O., Pilz I., Schmitz P.J. Absolute intensity measurement of small-angle x-ray scattering by means of a standard sample // J. Colloid Interface Sci. –1966. – Vol.21. – No. 1. – P.24-34.
7. Козлов Г.В., Лунатов Ю.С. Структурный аспект межфазной адгезии в дисперснонаполненных полимерах // Вопр. химии и хим. технологии. – 2002. – № 3. – С.65-67.
8. Вязкоупругие свойства износостойких эпоксидных композитов / А.Ю. Полоз, Ю.Р. Эбич, Р.М. Долинская, В.В. Мозгалева // Вопр. химии и хим. технологии. – 2013. – № 5. – С.72-77.
9. Сагалаев Г.В., Симонов-Емельянов И.Д. Оценка свойств межфазного слоя в наполненных полимерных системах // Пластические массы. – 1973. – № 2. – С.48-52.
10. Данченко Ю.М., Попов Ю.В., Барабаш О.С. Вплив кислотно-основних властивостей поверхні полімінеральних наповнювачів на структуру та характеристики епоксикомпозитів // Вопр. химии и хим. технологии. – 2016. – № 3. – С.53-60.
11. Епоксидні нанокompозити. Структура та властивості / В.Д. Мишак, В.В. Семиног, Ю.П. Гомза, С.Д. Несін, В.В. Клепка // Полімерний журнал. – 2008. – Т.30. – № 2. – С.144-151.

Надійшла до редакції 19.11.2019

FEATURES OF INTERFACIAL INTERACTION IN EPOXY COMPOSITES FILLED WITH SILICON CARBIDE

A.Yu. Poloz^a, V.I. Shtompel^b, K.S. Burmistrov^c, Yu.R. Ebich^{c*}

^a LTD «New Technologies», Dnipro, Ukraine

^b Institute of Macromolecular Chemistry of National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

^c Ukrainian State University of Chemical Technology, Dnipro, Ukraine

* e-mail: vektor@imail.ru

The effect of the concentration and dispersion of silicon carbide, which is recommended for the manufacture of wear-resistant epoxy composites, on the interfacial interaction with the ED-20 epoxy resin was determined. The influence of the disperse structure of a filler on the operational properties of filled systems was investigated. The interfacial interaction of the epoxy matrix with silicon carbide of varying degrees of dispersion was characterized by a structural parameter that is related to the value of the tangent of mechanical losses in filled composites; the dispersed filler structure was evaluated by a structural parameter, which is associated with a unit volume of polymer around dispersed particles. The differences in the formation of a dispersed structure of fillers with different degrees of density affect the density of a polymer layer at the phase boundary in the filled composites. The highest and the least densities are observed for fine-dispersed and coarse-dispersion fillers, respectively. In the latter case, the density approaches the value which is typical of the unfilled composite. When using polydisperse silicon carbide, an increase in its concentration (20–300 parts by weight per 100 parts by weight of ED-20) results in a decrease in the average distance between the fragments of interstitial molecular chains of the epoxy matrix in its volume. This is due to the interaction of these fragments with the surface of the filler particles and the formation of its compacted dispersed structure, which ensures the improvement of the basic operational properties of highly filled epoxy composites.

Keywords: epoxy resin; silicon carbide; interfacial interaction; disperse structure; polymeric interlayer.

REFERENCES

1. Jager M., Got'e K. Abrzivnyi iznos – nerazreshimaya problema? [Is abrasion wear an insoluble problem?]. *Kompozitnyi Mir*, 2010, vol. 2, pp. 6-15. (in Russian).
2. Poloz A.Yu., Lipitskiy S.G., Kushchenko S.N. Vybore parametrov dl'ya sravnitel'noi otsenki iznosostoikosti epoksidnykh kompozitsionnykh materialov [Selection of parameters for the comparative evaluation of wear resistance epoxy composite materials]. *Tekhnologicheskii Audit i Rezervy Proizvodstva*, 2016, vol. 5/3, no. 31, pp. 26-31. (in Russian).
3. Poloz O.Yu., Lipitskiy S.G., Kushchenko S.M. Znosostiiki epoksydni kompozyty konstruktsiynogo pryznachenn'ya [Wear-resistant epoxy composites for constructional purposes]. *Khimichna Promislovist' Ukrainy*, 2015, vol. 5(130), pp. 25-27. (in Ukrainian).

4. Dobrovolskiy A.G., Koshelenko P.I., *Abrazivnaya iznosostoykost' materialov* [The abrasive wear resistance of materials]. Tekhnika Publishers, Kyiv, 1989. 128 p. (in Russian).

5. Poloz A.Yu., Ebich Yu.R. Parametry dyspersnoyi struktury vysokonapovnennykh epoksydnykh kompozytsii [Parameters of the dispersed structure of highly filled epoxide compositions]. *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii*, 2015, no. 2, pp. 119-124. (in Ukrainian).

6. Kratky O., Pilz I., Schmitz P.J. Absolute intensity measurement of small-angle X-ray scattering by means of a standard sample. *Journal of Colloid and Interface Science*, 1966, vol. 21, pp. 24-34.

7. Kozlov G.V., Lipatov Yu.S. Strukturnyi aspekt mezhfaznoi adhezii v dispersnonapovnennykh polimerakh [Structural aspect of interfacial adhesion in dispersed polymer]. *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii*, 2002, no. 3, pp. 65-67. (in Russian).

8. Poloz A.Yu., Ebich Yu.R., Dolinskaya R.M., Mozgalev V.V. Vyazkouprugie svoistva iznosostoykikh epoksidnykh kompozitov [Viscoelastic properties of wear-resistant epoxy composites]. *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii*, 2013, no. 5, pp. 72-77. (in Russian).

9. Sagalayev G.V., Simonov-Yemelyanov I.D. Otsenka svoystv mezhfaznogo sloya v napovnennykh polimernykh sistemakh [Evaluation of the properties of the interfacial layer in the filled polymer systems]. *Plasticheskiye Massy*, 1973, vol. 2, pp. 48-52. (in Russian).

10. Danchenko Yu.M., Popov Yu.V., Barabash E.S. Vplyv kyslotno-osnovnykh vlastyvostei poverkhni polimineralnykh napovnyuvachiv na strukturu ta kharakterystyky epoksykompozytiv [Influence of acid-base properties of the surface of polymineral fillers on the structure and characteristics of epoxy composites]. *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii*, 2016, no. 3, pp. 53-60. (in Ukrainian).

11. Mysh' V.D., Seminog V.V., Gomza Yu.P., Nesin S.D., Klepko V.V. Epoksidnye nanokompozity. Struktura i svoistva [Epoxy nanocomposites. Structure and properties]. *Polimernyy Zhurnal*, 2008, vol. 30, no. 2, pp. 144-151. (in Russian).