

УДК 667.64:678.026

ВПЛИВ ДИСПЕРСНОГО НАПОВНЮВАЧА СИСТЕМИ Ti-Fe-Si-C НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРУ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ

О. В. БАРАНОВСЬКА¹, Г. А. БАГЛЮК¹, А. В. БУКЕТОВ²,
О. О. САПРОНОВ², Д. І. БАРАНОВСЬКИЙ¹

¹ Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ;

² Херсонська державна морська академія

Досліджено вплив дисперсного порошкового наповнювача, отриманого термічним синтезом зі суміші порошків: 65% гідриду титану, 30% феросиліцію та 5% технічного вуглецю, на основні фізико-механічні властивості полімерного композита на основі епоксидного діанового олігомеру ЕД-20. Вміст наповнювача варіювався в діапазоні від 5 до 40 mass%. Показано, що введення в склад полімеру наповнювача призводить до помітного підвищення основних механічних характеристик композита (максимальні значення за вмісту 10%, що забезпечує зростання міцності на згин у 1,6 раза, а ударної в'язкості – у 1,7 раза порівняно з вихідною матрицею). Подальше збільшення кількості дисперсного наповнювача 20...40% призводить до зменшення руйнівних напружень, рівень яких, однак, все ж перевищує міцність вихідної матричної фази. Максимальну адгезійну міцність та мінімальні залишкові напруження показали композити з 5% наповнювача. Відзначено, що за підвищення його вмісту понад 5...10%, у структурі композита утворюються конгломерати дисперсних частинок, кількість та розмір яких збільшуються зі зростанням концентрації порошку у суміші.

Ключові слова: композит, полімер, порошок, наповнювач, структура, міцність, адгезія, епоксидна смола.

The effect of a dispersed powder filler obtained by thermal synthesis from a mixture of powders: 65% titanium hydride, 30% ferrosilicon and 5% technical carbon, on the main physicomachanical properties of a polymer composite based on ED-20 epoxy diene oligomer is investigated. The content of the filler varied in the range from 5 to 40 mass%. The introduction of the filler into the composition of the polymer leads to a noticeable increase in the main mechanical characteristics of the composite. Its maximum values are recorded at the content of 10% of the dispersed component, which ensure increase in bending strength in 1.6 times, and the impact toughness – in 1.7 times compared to the original matrix. A further increase in the content of dispersed filler in the composition of the composite to 20...40% leads to a decrease in the amount of fracture stresses, the level of which, however, still exceeds the strength of the original matrix phase. Composites with 5% filler demonstrate maximum values of adhesive strength and minimum values of residual stresses. When the content of dispersed filler increases by more than 5...10%, the formation of conglomerates of dispersed particles is observed in the composite structure, the number and size of which increase with the increase in the concentration of powder in the mixture.

Keywords: composite, polymer, powder, filler, structure, strength, adhesion, epoxy resin.

Вступ. Композиційні матеріали на основі полімерів (ПКМ) в останні роки широко застосовують в сучасному машинобудуванні для заміни традиційних мета-

левих сплавів. ПКМ забезпечують необхідний комплекс фізико-механічних властивостей, корозійну та зносостійкість, а також високу ремонтоздатність завдяки можливості багаторазового відновлення поверхонь деталей механізмів і машин композиційними покриттями. У цьому напрямку цікавим є використання ПКМ на основі епоксидних сполук, яким, крім вказаних властивостей, притаманні хороша адгезія до металевої основи, технологічність формування покриттів, зокрема на поверхні складного профілю, а також розвинута сировинна база [1–7].

Серед полімерних композитів одним з найроповсюдженіших класів матеріалів є композити на основі епоксидних сполук і захисні покриття на їх основі [1–3].

Ефективним способом поліпшення фізико-механічних властивостей полімерних матеріалів на основі епоксидних сполук є введення в склад композита наповнювачів різного хімічного складу, типів морфології та дисперсності [2, 3]. Так, зокрема у працях [8–10], описано результати досліджень щодо оптимізації вмісту скляних [8, 9] та вуглецевих [10] волокон для підвищення механічних та експлуатаційних характеристик полімерів. Значна кількість публікацій [11–13] присвячена дослідженню впливу вуглецевих нанотрубок на властивості ПКМ.

Не менш високу зацікавленість викликають також полімерні композити, в яких як наповнювач використовують ультра- та нанодисперсні порошки, тобто частинки з близьким до одиниці співвідношенням поперечних розмірів. В останні десятиліття десятки публікацій присвячено вивченню впливу хімічного складу, форми та розміру і масового вмісту частинок порошкоподібного наповнювача на основні структурні та фізико-механічні властивості композитів.

Найширше застосовують як порошковий наповнювач для полімерних композитів оксид алюмінію (Al_2O_3) та карбід кремнію (SiC) [14, 15]. Так, показали [15], що міцність та твердість композита на основі скляних волокон та епоксидного олігомеру зростають за введення (до 20 mass%) мікродисперсного порошку Al_2O_3 .

Результати дослідження впливу модифікування композита на основі полімерної матриці та Kevelar49 як волоконної армувальної компоненти мікронними частинками порошку карбіду бору показали, що частинки B_4C сприяють поліпшенню механічних властивостей полімерних композитів, зокрема в поперечному стосовно розташування армувальних волокон напрямку [16].

Раніше встановлено [17], що введення в полімерну матрицю гібридного наповнювача системи Ti_3C_2 /графен дозволяє зменшити швидкість зношування композитного покриття за тертя більш ніж на 80% порівняно з чистим епоксидним. Крім того, композитне покриття з гібридним наповнювачем забезпечує високі протикорозійні властивості полімеру.

Однак необхідно зауважити, що у більшості публікацій, присвячених дослідженню впливу порошкових наповнювачів на властивості полімерних композитів, використані лише однофазні монопорошки одного з розглянутих типів наповнювача. Водночас у праці [18] показана ефективність використання як наповнювача композиційного порошку, у фазовому складі якого є як відносно пластична металева матрична фаза, так і тверді високомодульні сполуки.

Враховуючи це, вочевидь, можна зробити припущення також щодо потенційної ефективності використання як наповнювача полімерних композитів багатокомпонентних порошків на основі титаноматричних сплавів з гетерофазною структурою, зокрема запропонованих у працях [19, 20].

Мета роботи – дослідити вплив вмісту дисперсного наповнювача багатокомпонентного композиційного матеріалу на основі титану з епоксидною матрицею на основні механічні властивості, а також особливості структури полімерних композитів з наповнювачем.

Матеріали та методика дослідження. Для формування полімерного композита за основу використали епоксидний діановий олігомер марки ЕД-20 (ISO 18280:2010), а для інтенсифікації полімеризації епоксидних композицій – твердник поліетиленполіамін ПЕПА (ТУ 6-05-241-202-78) за масового співвідношення полімерних компонентів ЕД-20: ПЕПА = 10 : 1.

Як дисперсний наповнювач взяли композиційний порошок, отриманий методом термічного синтезу зі суміші порошків: 65% гідриду титану марки ПТХ-80 ($d_0 \leq 63 \mu\text{m}$), 30% феросиліцію ФС-65 з розміром частинок $\leq 80 \mu\text{m}$ та 5 mass% технічного вуглецю ($\leq 50 \mu\text{m}$) за такою технологічною схемою: попереднє пресування брикетів під тиском 500 МПа та їх подальше спікання у вакуумній печі типу СШВЛ-1.2,5/25-М04 з двома послідовними етапами: нагрів до 600°C з ізотермічною витримкою 30 min (для видалення основної кількості водню) та власне термічний синтез при 1250°C з витримкою 60 min. Спечені брикети подрібнювали до дисперсного стану: спочатку стискуванням на гідравлічному пресі, а потім – в планетарному млині для отримання композиційного порошку (наповнювача).

Фазовий склад порошків визначали методом рентгенофазового аналізу за допомогою дифрактометра ДРОН-ЗМ з $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванням.

Епоксидні композити формували попереднім змішуванням вихідної смоли, твердника та порошкового наповнювача. Наповнювач вводили у зв'язувач за вмісту від 5 до 40 mass% на 100 mass% епоксидного олігомеру ЕД-20.

Епоксидні композити формували за такою технологічною схемою: підігрівання смоли до температури $T = 353 \text{ K}$ і витримка впродовж 20 min; гідродинамічне суміщення олігомеру і модифікатора впродовж 1 min; ультразвукова обробка (УЗО) композиції впродовж 1,5 min; охолодження композиції до кімнатної температури; введення твердника і перемішування композиції. Тверднення КМ виконували так: формували зразки та їх витримували впродовж 12 h за температури $T = 293 \text{ K}$, нагрівали зі швидкістю $v = 3 \text{ K/min}$ до температури $T = 393 \text{ K}$, витримували впродовж 2 h, повільно охолоджували до температури $T = 293 \text{ K}$. Для стабілізації структурних процесів у матриці зразки витримували впродовж 24 h на повітрі за температури $T = 293 \text{ K}$ з подальшими експериментальними випробуваннями.

Руйнівні напруження за згину визначали на розривній машині УМ-5, згідно з ASTM D 790-03, ISO 527-1 та ISO 527-2. Параметри зразків: довжина $l = 120 \pm 2 \text{ mm}$, ширина $b = 15 \text{ mm}$, висота $h = 10 \text{ mm}$.

Ударну в'язкість КМ визначали за допомогою маятникового копра МК-30, згідно з методом Шарпі (ISO 179-1). Розміри зразків: $63,5 \times 12,7 \times 12,7 \text{ mm}$. Відстань між опорами 40 mm.

Для досліджень характеристик полімерних покриттів з отриманих композитів як матеріал основи використовували сталь Ст3 завтовшки $\delta = 0,3 \text{ mm}$.

Адгезійну міцність матриці до металевої основи досліджували, вимірюючи руйнівні напруження за рівномірного відриву пари склеєних зразків (метод грибків), згідно з ASTM D 897-08. Адгезійну міцність за зсуву вивчали аналогічно, вимірюючи силу відривання клейових з'єднань зразків на автоматизованій розривній машині УМ-5 за швидкості навантаження $v = 10 \text{ m/s}$. Діаметр робочої частини зразків за відриву $d = 25 \text{ mm}$.

Залишкові напруження у матриці визначали консольним методом згідно з ДСТУ ISO 16053:2019. Покриття завтовшки $\delta = 0,3...0,8 \text{ mm}$ формували на металевій основі – пластині завдовжки 100 mm.

Мікроструктуру термічно синтезованого композитного порошку вивчали за використанням растрового електронного мікроскопа JEOL Supperprobe 733, а структуру отриманих полімерних матеріалів – на оптичному мікроскопі XJL-17AT.

Результати експериментів та їх обговорення. В результаті термічного синтезу зі суміші вихідних порошків при 1250°C отримали пористу губку із гетерофазною дрібнодисперсною структурою (рис. 1).

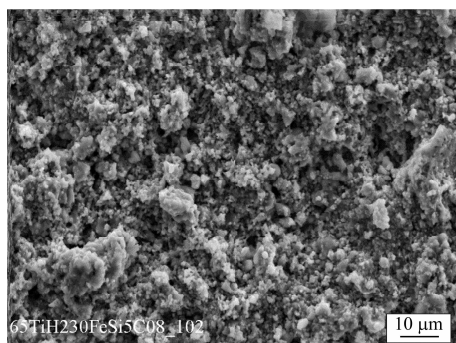


Рис. 1. СЕМ зображення структури термічно синтезованого композита.

Fig. 1. SEM image of the structure of the thermally synthesized composite.

За результатами рентгенофазового аналізу отриманого сплаву (рис. 2) встановлено, що під час термічного синтезу відбувається дисоціація феросиліцію з подальшим утворенням внаслідок реакції його складників з титаном силіцидних фаз Ti_5Si_4 і $TiSi$ та інтерметаліду $FeTi$. Введення до складу вихідної порошкової шихти графіту призводить до формування карбідних фаз – титану TiC та цементиту Fe_3C , а також потрібної карбосиліцидної МАХ-фази – Ti_3SiC_2 .

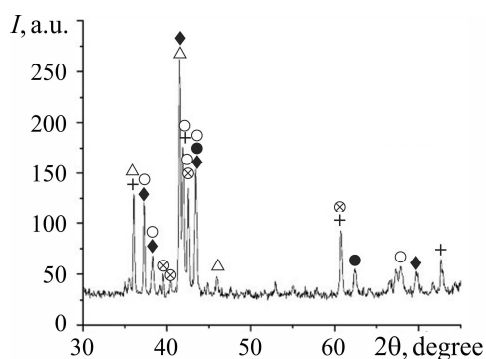


Рис. 2. Фрагмент дифрактограми термічно синтезованого композитного сплаву: $\triangle$ – Ti_5Si_4 ; $\blacklozenge$ – $TiSi$; $+$ – TiC ; $\circ$ – Fe_3C ; $\bullet$ – $FeTi$; $\otimes$ – Ti_3SiC_2 .

Fig. 2. Fragment of the diffraction pattern of the thermally synthesized composite alloy: $\triangle$ – Ti_5Si_4 ; $\blacklozenge$ – $TiSi$; $+$ – TiC ; $\circ$ – Fe_3C ; $\bullet$ – $FeTi$; $\otimes$ – Ti_3SiC_2 .

Для аналізу впливу модифікатора на когезійні властивості матриці досліджено її фізико-механічні характеристики за різного вмісту додатків. Попередньо експериментально встановлено фізико-механічні властивості модифікованої УЗО вихідної епоксидної матриці. Як показали результати дослідження основних механічних характеристик композитів з різним вмістом наповнювача (рис. 3), міцність на згин вихідної епоксидної матриці без наповнювача становить $\sigma_B = 48$ МПа. Введення до складу епоксидної матриці 5% дисперсного наповнювача призводить до її підвищення (57 МПа), а за збільшення вмісту останнього в композиті до $q = 10\%$ вона зростає до 78 МПа, тобто забезпечується збільшення руйнівних напружень у $\sim 1,6$ раза порівняно з вихідною матрицею. Водночас подальше зростання вмісту дисперсного наповнювача в складі композита до $q = 20\ldots 40\%$ призводить до зменшення руйнівних напружень, рівень яких, однак, все ще перевищує рівень міцності вихідної матричної фази (рис. 3a).

Залежність ударної в'язкості від вмісту наповнювача в композиті має схожий характер (рис. 3b). Аналогічно до міцності на згин із введенням у склад композита дисперсного наповнювача його ударна в'язкість (W) збільшується від $7,4 \text{ kJ/m}^2$ для вихідної полімерної матриці до $9,8 \text{ kJ/m}^2$ для композита з $q = 5\%$ наповнювача. Збільшення вмісту наповнювача до $q = 10\%$ забезпечує подальше підвищення ударної в'язкості до $12,5 \text{ kJ/m}^2$, що у 1,7 раза перевищує аналогічну ха-

рактеристику для вихідної епоксидної матриці. Однак за збільшення вмісту дисперсних частинок до $q = 20...40\%$ ударна в'язкість зменшується до $8,0...9,9 \text{ kJ/m}^2$.

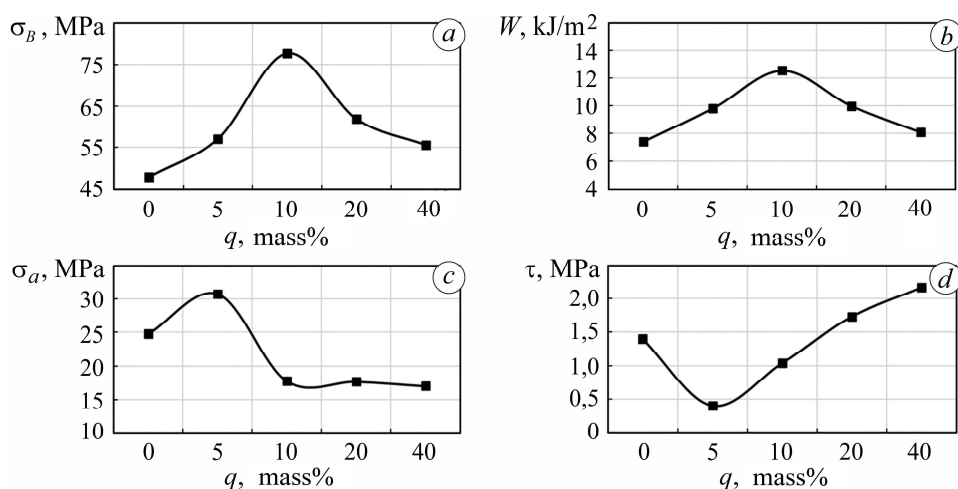


Рис. 3. Залежність міцності на згин (а), ударної в'язкості (b), адгезійної міцності (c) та залишкових напружень (d) у композиті від вмісту дисперсного наповнювача.

Fig. 3. Dependence on flexural strength (a), impact toughness (b), adhesive strength (c) and residual stresses (d) in the composite on the dispersed filler content.

Слід зазначити, що на попередньому етапі приготування композицій після гідродинамічного суміщення олігомеру і модифікатора здійснювали УЗ обробку. Насамперед, це забезпечує однорідне перемішування компонентів та подрібнення частинок, що призводить до рівномірного їх масообміну у середовищі епоксидного зв'язувача [21]. Внаслідок цього, навіть за незначного вмісту додатка можна отримати монодисперсну композицію з підвищеними характеристиками готового полімеризованого матеріалу.

Отримані закономірності щодо характеру впливу вмісту дисперсного наповнювача на основні характеристики міцності полімерних композитів досить близько корелюють з аналогічними результатами праць [22–24]. Для пояснення відзначеного ефекту пропонують різні фізико-механічні моделі. Так, модель, запропонована у праці [23], враховує головні два ключові чинники: зменшення поперечного перерізу матриці, який несе навантаження, через заповнення частинками порошку та адгезію на контакті частинка/матриця.

Принципово інший підхід до теоретичної оцінки міцності композиційного матеріалу запропонований у праці [24], який передбачає збільшення міцності внаслідок високого рівня адгезії між наповнювачем і матрицею, та зниження міцності через агломерацію, яка перевищує критичну об'ємну частку матеріалу наповнювача.

Обидві розглянуті моделі відзначають ефект зниження міцності полімерного композита за перевищення вмісту дисперсного складника понад 20%, що корелює з отриманими результатами (рис. 3).

Водночас необхідно брати до уваги, що фізико-механічні властивості полімерних композитів залежать як від структурної організації власне матричної фази, так і від особливостей міжфазної взаємодії на межі полімер/наповнювач, що зумовлює, зокрема, адгезію полімеру до поверхні частинок наповнювача.

Розвиваючи це положення, припускають [18, 25], що у впливі наповнювача на властивості полімерного композита можна виділити механічний і структурний аспекти. Механічний вплив – це перерозподіл напружень за деформацій між мат-

рицею і наповнювачем, а структурний – полягає в зміні властивостей полімерної матриці за взаємодії з поверхнею частинок наповнювача.

Причинами підвищення міцності дисперсно-наповненого композита є те, що частинки наповнювача в структурі останнього практично не деформуються разом з полімерною матрицею, оскільки мають суттєво більші значення модуля пружності, ніж матриця. Це суттєво змінює напружено-деформований стан матеріалу в зоні контакту матриці з поверхнею наповнювача і призводить до зміни траєкторії поширення мікротріщини або до її повної зупинки. В разі відшарування матриці від частинки наповнювача й утворення мікротріщин витрачається додаткова енергія. Внаслідок дисипації енергії в об'ємі композита для його руйнування міцність останнього підвищується [25].

Необхідно також взяти до уваги, що у разі недостатнього рівня адгезії між структурними складниками композита міжфазна межа між матрицею і наповнювачем буде менш міцною, ніж матриця, і саме з цієї причини руйнування відбуватиметься внаслідок відшарування матриці від частинок наповнювача.

З урахуванням відмічених вище положень зроблений висновок [18], що за збільшення вмісту наповнювача в полімерній матриці до деяких його оптимальних значень переважає структурний вплив. Коли ж вміст наповнювача стає більшим за оптимальні значення, вплив структурного чинника, вочевидь, вичерпується, натомість починає переважати механічний, що супроводжується відшаруванням матриці від частинок наповнювача за силового навантаження композита.

Враховуючи те, що епоксиполімерні композити використовують головно для зносо- та корозійнотривких покриттів на робочі поверхні технологічного обладнання, необхідно оцінити їх адгезійну міцність.

Аналіз отриманих результатів досліджень показує, що адгезійна міцність (σ_a) за відриву вихідної епоксидної матриці без наповнювача становить 24,8 МПа. За введення в склад полімеру 5% дисперсного наповнювача σ_a зростає (30,7 МПа), однак, за подальшого його збільшення до $q = 10...40\%$ рівень адгезійної міцності катастрофічно зменшується до $\sigma_a = 17,8...17,0$ МПа (рис. 3с). Це пояснюють суттєвим зменшенням питомої площі поперечного перерізу матричної фази, що контактує з матеріалом основи, через її заповнення частинками порошку.

Слід зауважити, що не менш важливими є показники залишкових напружень, які є одними із визначальних чинників довговічності покриття. Це зумовлено тим, що за недостатньої міцності адгезійних зв'язків та, водночас, підвищених залишкових напружень, останні можуть спричиняти відшарування покриттів від основи, що призведе до передчасної корозії і виходу з ладу елементів технологічного устаткування.

Як показали результати експериментальних досліджень, за введення в склад матричної фази до 5% дисперсного наповнювача залишкові напруження (τ) суттєво зменшуються з 1,4 МПа (для вихідної епоксидної матриці) до 0,4 МПа. Однак за подальшого збільшення вмісту частинок спостерігали монотонне зростання τ до 1,04...2,17 МПа (рис. 3d).

Мікроструктура отриманих композитів із різним вмістом дисперсної компоненти характеризується наявністю відносно рівномірно розподілених у матричній фазі включень частинок порошку розміром від 2 до 5 μm , загальна площа яких на поверхні шліфа збільшується зі зростанням q у композиті (рис. 4). Зі збільшенням вмісту дисперсного наповнювача понад 5...10% у структурі композита спостерігаємо утворення конгломератів, їх кількість та розмір збільшуються зі зростанням концентрації порошку у суміші, що значною мірою і зумовлює помітне зниження основних механічних характеристик композита.

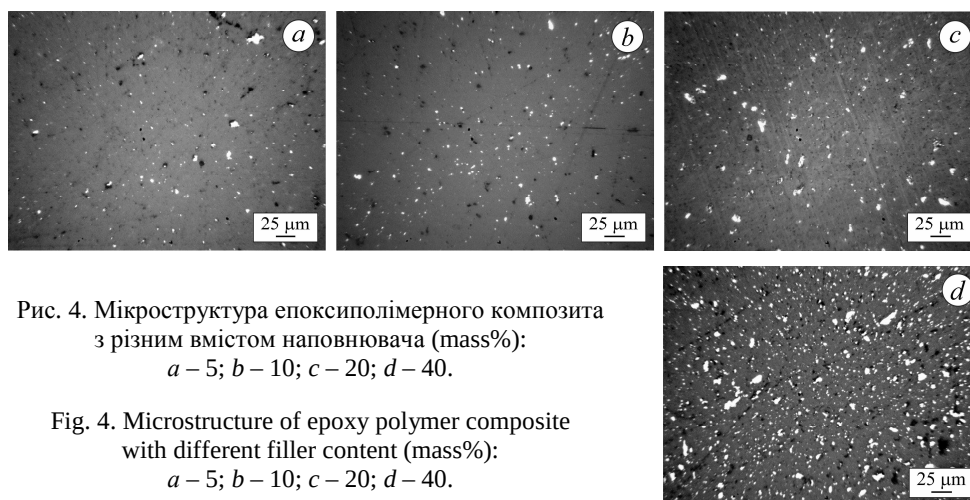


Рис. 4. Мікроструктура епоксиполімерного композита з різним вмістом наповнювача (mass%):
a – 5; b – 10; c – 20; d – 40.

Fig. 4. Microstructure of epoxy polymer composite with different filler content (mass%):
a – 5; b – 10; c – 20; d – 40.

ВИСНОВКИ

Термічним синтезом зі суміші порошків $65 \text{ TiH}_2 + 30 \text{ FeSi} + 5 \text{ C}$ (mass%) отримано композиційний порошок на основі складної гетерофазної системи з силіцидними фазами Ti_5Si_4 і TiSi , інтерметалідом FeTi , карбідними фазами титану TiC та цементиту Fe_3C , а також потрійною карбосиліцидною МАХ-фазою – Ti_3SiC_2 . Введення отриманого композиційного порошку до епоксидної матриці у кількості від 5 до 10 mass% спричиняє суттєве підвищення руйнівних напружень композита: міцності на згин – до 1,6 раза, а ударної в'язкості – до 1,7 раза. Подальше збільшення вмісту дисперсного наповнювача в складі композита до 20...40% призводить до деякого зменшення руйнівних напружень, рівень яких, однак, все ще помітно перевищує міцність вихідної матричної фази. Максимальну адгезійну міцність та мінімальні залишкові напруження виявлено у композиті з 5% наповнювача. Подальше підвищення вмісту дисперсної компоненти (10...40%) призводить до помітного зменшення адгезійної міцності та збільшення залишкових напружень. За результатами дослідження особливостей структури композита з різним вмістом наповнювача встановлено, що з підвищенням концентрації наповнювача понад 5...10% в структурі композита спостерігаємо утворення конгломератів дисперсних частинок, їх кількість та розмір збільшуються зі зростанням концентрації порошку у суміші, що зумовлює зниження механічних характеристик композита.

1. Paluvai N. R., Mohanty S., and Nayak S. K. Synthesis and modifications of epoxy resins and their composites: A review // *Polymer-Plastics Techn. and Eng.* – 2014. – **53**, № 16. – P. 1723–1758. DOI:10.1080/03602559.2014.919658
2. Mohan P. A critical review. The modification, properties, and applications of epoxy resins // *Polymer-Plastics Techn. and Eng.* – 2012. – **52**. – P. 107–125. <https://doi.org/10.1080/03602559.2012.727057>
3. Pascault J.-P. and Williams R. J. J. *Epoxy Polymers, New Materials and Innovations.* – Weinheim: Wiley-VCH, 2010. – 388 p. DOI:10.1002/9783527628704.ch1
4. *Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: уч. пос.* / М. Л. Кербер, В. М. Виноградов, Г. С. Головкин, Ю. А. Горбаткина, В. К. Крыжановский, А. М. Куперман, И. Д. Симонов-Емельянов, В. И. Халиулин, В. А. Бунаков под ред. А. А. Берлина. – СПб.: Профессия, 2009. – 560 с.
5. Sanjay K. M. *Composites Manufacturing, Materials, Products, & Process Engineering.* – Washington: Taylor & Francis, 2002. – 416 p. <https://doi.org/10.1201/9781420041989>
6. Srivastava A. K. and Mohan P. Synthesis reaction and properties of modified epoxy resins // *Polym. Rev.* – 1997. – **4**. – P. 687–716. DOI: 10.1080/15321799708009653

7. *Полимерные композиционные материалы: Прочность и технология* / С. Л. Баженов, А. А. Берлин, А. А. Кульков, В. Г. Ошмян. – М.: Интеллект, 2010. – 352 с.
8. *The tensile fatigue behavior of a silica nanoparticle-modified glass fiber reinforced epoxy composite* / C. M. Manjunatha, A. C. Taylor, A. J. Kinloch, and S. Sprenger // *Composites Sci. and Techn.* – 2010. – **70**. – P. 193–199.
9. *Fu S. Y. and Lauke B. Characterization of tensile behaviour of hybrid short glass fibre calcite particle ABS composites* // *Composite*. – 1998. – **29A**. – P. 575–583.
10. *Сіренко Г. О., Мідак Л. Я., Квич М. Б. Пошук оптимального вмісту вуглецевого волокна у полімерній матриці антифрикційного композиту* // *Фізика і хімія твердого тіла*. – 2006. – **7**, № 1. – С. 172–176.
11. *Alexandrou I. Polymer-nanotube composites: Burying nanotubes improves their field emission properties* // *Appl. Phys. Letters*. – 2002. – **80**. – P. 1435.
12. *Lau K.-T., Gu C., and Hui D. A critical review on nanotube and nanotube/nanoclay related polymer composite materials* // *Composites Part B: Eng.* – 2006. – **37**, № 6. – P. 425–436.
13. *Xie X. L., Zhou X. P., and Mai Y.-W. Dispersion and alignment of carbon nanotubes in polymer matrix: a review* // *Mater. Sci. and Eng.: R.* – 2005. – **49**. – P. 89–112.
14. *Analysis of mechanical behavior of glass fibre/Al₂O₃-SiC reinforced polymer composites* / S. Rajesh, B. V. Ramnath, C. Elanchezhian, N. Aravind, V. V. Rahul, and S. Sathish // *Proc. Eng.* – 2014. – **97**. – P. 598–606.
15. *Rawat M. K., Kukreja N., and Gupta S. K. Effect of reinforcing micro-sized aluminium oxide particles on mechanical properties of polymer based composite* // *Mater. Today: Proc.* – 2020. – **26**, Part. 2. – P. 1306–1309.
16. *Potluri R., Nallagatla P., and Korati R. Effect of boron carbide particles on the properties of Kevlar49 fiber reinforced polymer composites* // *Mater. Today: Proc.* – 2019. – **18**, Part. 1. – P. 230–240.
17. *Towards high-performance additive of Ti₃C₂/graphene hybrid with a novel wrapping structure in epoxy coating* / H. Yan, L. Zhang, H. Li, X. Fan, and M. Zhu // *Carbon*. – 2020. – **157**. – P. 217–233.
18. *Effect of particulate Ti–Al–TiC reinforcements on the mechanical properties of epoxy polymer composites* / A. V. Buketov, G. A. Bagliuk, O. M. Sizonenko, O. O. Sapronov, S. O. Smetankin, and A. S. Torpakov // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2023. – **61**. – P. 586–596.
19. *Баглюк Г. А., Сунрун О. В., Мамонова А. А. Особливості структуроутворення при термічному синтезі багатокомпонентних сполук із порошкових сумішей на основі системи TiH₂–Fe–Si–Mn–C(B₄C)* // *Наук. нотатки*. – 2017. – Вип. 58. – С. 27–35.
20. *Сунрун О. В., Баглюк Г. А., Широков О. В. Особливості структури та фазоутворення багатокомпонентних сполук із порошкових сумішей на основі системи TiH₂–Fe–Si–Mn з різним вмістом B₄C* // *Наукові нотатки*. – 2019. – Вип. № 66. – С. 344–350.
21. *Mathematical modeling and evolutionary algorithm-based approach for integrated process planning and scheduling* / Li Xinyu, Gao Liang, Shao Xinyu, Zhang Chaoyong, Wang Cuiyu // *Computers & Operations Res.* – 2010. – **37**, № 4. – P. 656–667.
22. *Quantitative assessment of particle dispersion in polymeric composites and its effect on mechanical properties* / G. E. Rani, R. Murugeswari, S. Siengchin, N. Rajini, and M. A. Kumar // *J. of Mater. Res. and Techn.* – 2022. – **19**. – P. 1836–1845.
23. *Turcsanyi B., Pukanszky B., and Tudos F. Composition dependence of tensile yield stress in filled polymers* // *J. Mater. Sci. Lett.* – 1988. – **7**. – P. 160–162.
24. *Dai H.-L., Mei C., and Rao Y.-N. A novel method for prediction of tensile strength of spherical particle-filled polymer composites with strong adhesion* // *Polymer Eng. and Sci.* – 2017. – **57**, № 2. – P. 137–142.
25. *Взаимодействие наночастиц диоксида кремния с полимерами* / А. Завьялов, Т. Брусенцева, Л. Викулина, С. Бардаханов, Т. Чимытов, В. Сызранцев // *Наноиндустрия*. – 2013. – **39**, № 1. – С. 32–36.

Одержано 05.07.2023