ФІЗИКА І ХІМІЯ ТВЕРДОГО ТІЛА
Т. 12, № 3 (2011) С. 727-747

PHYSICS AND CHEMISTRY OF SOLID STATE
V. 12, №3 (2011) P. 727-747

УДК 531.01; 53.043; 66.021:312.3

ISSN 1729-4428

Г.О. Сіренко[1], Л.В. Базюк[1], А.Ф. Будник[2], С.П. Шаповалов[2]

Оптимізація полімерного композиту, наповненого сферичними та еліпсоїдними частинками, за теоретичним критерієм узгодження пружних та пластичних властивостей

[1]Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника,
вул. Шевченка, 57, м. Івано-Франківськ, 76025, Україна
[2]Сумський державний університет,
вул. Римського –Корсикова, 2, м. Суми, 40007, Україна

Створено модель абразивного композитного матеріалу на основі полімерів, який включає сферичні та еліпсоїдні частинки. Подано опис стратегії створення абразивного композиційного матеріалу на основі порошків політетрафторетилену, вуглецевого волокна, титан карбіду та алюміній оксиду. Для розрахунків були використані еліпсоїдні частинки моделі вуглецевого волокна і сферичні частинки моделі титан карбіду та алюміній оксиду. Введено новий критерій оптимізації параметрів пластичних і пружних властивостей композитів, які були розраховані на основі властивостей вихідних інгредієнтів. Показано, що між критерієм узгодження та абразивостійкістю існує статистично надійний лінійний зв'язок. Рис 10, Табл. 2, Літ.50.

Ключові слова: полімерний композит, абразивне зношування, ароматичний поліамід, політетрафторетилен, вуглецеві волокна, карбід титану, алюміній оксид, сферична частинка, еліпсоїдна частинка, індикаторна функція, дисипативна функція, модуль пружності, твердість ,в'язкість, пластичність, в'язкопружна аналогія, критерій оптимізації, критерій абразивостійкості, математична модель.

Стаття поступила до редакції 12.08.2011; прийнята до друку 15.06.2011.

Вступ

1. Інтенсивність абразивного зношування полімерних композитів суттєво залежить від механічних властивостей, природи, структури і розмірів частинок полімеру-матриці та наповнювачів, структури матеріалу композиту, його твердості, міцності, пружності, а також геометрії і розмірів абразивних частинок, співвідношення твердостей абразиву та композиту, рівня зовнішньо силової дії на контакті композит-абразив [1-5].

2. На складність процесів зміцнення полімерів наповнювачами при абразивному зношуванні вказують такі дані:

2.1. Наші попередні експериментальні дослідження [6,7] показали, що відношення зносу ненаповненого полімеру до наповненого до 20-30% короткими високомодульними графітованими волокнами ВМН-4 типу НМ [6], знаходяться в межах 2−4200 (при терті по рівних поверхнях і одному сліду) та 0,4−0,6 для термопластів і 1,3−4,2 для реактопластів (при терті по абразивній стрічці і новому сліду). Навіть для композитів на основі політетрафторетилену (ПТФЕ), високонаповнених порошками металів, відносна абразивостійкість знаходиться в межах 0,9−1,2 при абразивному зношуванні по одному і новому слідах.

Таким чином, ефект зміцнення полімеру наповнювачами при абразивному зношуванні спостерігається тільки для деяких полімерів і наповнювачів. Причина цього явища пов'язана із специфічною зміною показників фізико-механічних властивостей полімерів при введенні наповнювачів, утворенні проміжної плівки на контртілі і зміною топографії грубих поверхонь при терті по одному сліду і відсутністю цієї можливості при терті по новому сліду.

2.2. Наші дослідження показали, що абразивне зношування карбопластика на основі ароматичного поліаміду фенілон С-2 при терті по одному сліду залежить від складу матеріалу і при введенні низькомодульного графітованого волокна (кінцева температура термообробки $T_к$ = 2673 К) ТГН-2м типу LT [6] знос на початку тертя у 2,5 рази нижчий, ніж при введенні низькомодульного карбонізованого волокна ($T_к$ = 1123 К) УТМ-8 типу LT [6]. Надалі ця закономірність змінюється на протилежну, а додаткове введення порошку твердого мастила (графіт, WS_2, WSe_2, MoS_2, $MoSe_2$, BN та ін.) збільшує знос у 4 рази.

2.3. Наші дослідження показали, що абразивне зношування ароматичного поліаміду фенілон С-2 по одному і новому слідах зростає при збільшенні вмісту порошку графіту ГСМ-1, в той же час як введення порошку TiC (діаметром частинок d = 7−9 мкм)

приводить до екстремальної залежності зношування поліаміду від вмісту наповнювача.

2.4. Роль зміни шорсткої грубої поверхні при терті полімеру і карбопластику на його основі по одному сліду виявлена в таких наших дослідженнях. При терті литих кульок (d = 16,75 мм) з ненаповненого ароматичного поліаміду і карбопластика на його основі (короткі графітовані волокна ТГН-2м типу LM перпендикулярні поверхні тертя) по грубій поверхні скла (середнє арифметичне відхилення профілю поверхні Ra_0 = 1,41± 0,43 мкм) знос по новому сліду менший, ніж по одному сліду, оскільки в останньому випадку шорсткість поверхні зношування скла збільшилася до Ra_0 = 4,14± 0,71 мкм. Інтенсивне зношування поліаміду починається при нормальному навантаженні 70 Н при терті по одному сліду і 135 Н по новому сліду, а для карбопластика на його основі ці показники дорівнюють 105 і 170 Н відповідно. При терті пресованих кульок з ароматичного поліаміду і карбопластика на його основі (короткі графітовані волокна ТГН-2м типу LM перпендикулярні поверхні скла) шорсткість поверхні скла змінилася від 1,47± 0,17 мкм до 0,44± 0,11 мкм при терті ароматичного поліаміду і від 1,86± 0,55 мкм до 1,17± 0,36 мкм при терті карбопластика на його основі. Для всіх випробувань зношування карбопластика менше, ніж полімерної матриці.

3. Дійсна структура антифрикційного композитного матеріалу є складною, має випадковий характер. Пряме обчислення властивостей композиту є складним математичним завданням, тому що невідома геометрія і фізичні властивості поверхні розділу матриці з частинками наповнювачів.

Процес виготовлення абразивостійкого полікомпонентного матеріалу забезпечений незначною керованою інформацією. Тільки показників властивостей наповнювачів і матриці, їх концентрації і геометричної форми недостатньо для точного та надійного передбачення властивостей проектованого полімерного композиту. Така мала інформативність при проектуванні композиту з наперед заданими властивостями вимагає надійних методів теоретичних та експериментальних досліджень композитних матеріалів. До таких методів відноситься варіаційний, який веде до границь ефективних властивостей [8,9].

У загальному випадку ефективні властивості композиту знаходяться між варіаційними границями, а у випадку композиту з жорсткими частинками наповнювача (вуглецеві волокна, тверді мастила, карбід титану, алюміній оксид тощо) і м'якою матрицею (політетрафторетилен, поліетилен, поліпропілен тощо) ці властивості знаходяться поблизу нижньої межі. Якщо поміняти місцями матрицю і наповнювачі, то ефективні властивості будуть знаходитися поблизу верхньої межі. Досягнення цих меж для композитів з двокомпонентними наповнювачами, змодельованими сферичними або еліпсоїдними частинками, необхідно довести експериментально [10,11].

4. Завдання проектування абразивостійкого композиту полягає в тому, щоб досягти:

- такого оптимального стану, при якому він добре узгоджується з будовою композиту;
- умов, які повинні задовольняти цей композит.

Абразивне зношування композиту залежить від того, наскільки ефективно мікроструктура композитного матеріалу може чинити опір різним процесам відділення матеріалу. Головний внесок у величину зносу вносять послідовність пластичних деформацій і розрив у тонкому шарі поверхні матеріалу, виорювання у великому об'ємі матеріалу і наступне мікрорізання пластично деформованих зон. Розподіл поглинаючої активним шаром енергії зумовлює кінетику накопичення пошкоджень і руйнувань та зміну фрикційних характеристик [12].

5. Полімерний матеріал повинен мати високу стійкість до в'язкопружної та пластичної деформацій, що має місце, якщо матеріал має високу твердість та границю текучості і, в той же час, деформуватися пластично з високою роботою на розрив.

Тому, при проектуванні абразивостійкого композиту, який деформується та зношується, необхідно врахувати його пластичну і пружну поведінку, зміну фізико-механічних характеристик властивостей, вплив концентрації, форми і відносних розмірів частинок двокомпонентного наповнювача на твердість, модуль пружності і деформацію композиту, на співвідношення в'язких і пружних властивостей, абразивну стійкість і теплофізичні властивості.

Таким чином, виникає завдання розрахунків механічних характеристик трикомпонентних полімерних композитів з бінарним наповнювачем за властивостями вихідних інгредієнтів.

6. У багатьох роботах [13−16 тощо] основними критеріями зносостійкості при абразивному зношуванні приймаються механічні характеристики матеріалу, які визначаються експериментально.

Аналіз цих робіт свідчить, що абразивна зносостійкість полімерних композитів обумовлена його фізико-механічними, реологічними та деформаційно-міцнісними характеристиками властивостей. Тому, розробка критерію оптимізації наповненого полімеру за цими характеристиками, які би визначалися теоретично за властивостями вихідних інгредієнтів на технологічній стадії виготовлення композиту, має практичне значення, так як дозволяє скоротити високовартісні експериментальні роботи [17]. Закономірності абразивного зношування матеріалів приведені в роботах [18−22].

Завдання оптимального проектування трикомпонентного абразивостійкого композиту поставимо таким чином: необхідно підібрати склад композиту на основі полімеру та двокомпонентного наповнювача, змодельованого сферичними та еліпсоїдними частинками, який забезпечує максимум абразивостійкості при заданих механічних властивостях полімерної матриці і наповнювачів

1. Вибір моделі і методів розрахунків

1. Нехай структура композиційного матеріалу утворена полімерною матрицею і частинками наповнювача, в'язко-пружні, пластичні та міцнісні властивості яких відомі; компоненти композиту

однорідні і міцно зв'язані з матрицею на межі розділу фаз, а матриця, крім пружних властивостей − модуля пружності E_0 − має в'язкість η_0 і межу пластичності τ_0, які підпорядковані умовам текучості Мізеса та рівнянню в'язкопружності Максвела [10]. Індекси у символах величин відносяться до сферичних (s) та еліпсоїдних (f) частинок, матриці (o) та наповнювача (1) відповідно

Відповідно, гранично напружений стан композиту, який виникає при абразивному зношуванні, підлягає енергетичній умові пластичності Мізеса. Припустимо, що пружні деформації малі у порівнянні з пластичними. Поля швидкостей деформацій ε_{ij} і напружень σ_{ij} є статистично однорідними і задовольняють умовам ергодичності.

2. Наповнювач уявляє собою включення у вигляді сферичних (порошкових) частинок, які задані розмірами від R до r, та дискретних частинок у вигляді витягнутих еліпсоїдів обертання з напівосями a і b, і співвідношенням напівосей a/b або відношення середньої довжини $\bar{l}$ до середнього діаметру $\bar{d}$:

$$z = \bar{l} \big/ \bar{d}. \qquad (1)$$

Мікрооб'єм композиту V_k складають об'єм частинок V_1, а об'єм полімерної матриці − V_0. Розподіл частинок наповнювача у показному макрооб'ємі носить статистичний однорідний характер.

3. Задамо геометричну хаотичну структуру композиту статистично однорідною ізотропною індикаторною функцією æ [23,24], яка приймає значення одиниці на відповідних частинках наповнювача і нуля у ділянці полімерної матриці [0;1]. Математичний опис властивостей індикаторної функції æ та її середнього значення <æ> приведені в [25−30]. Середнє значення індикаторної функції <æ> дорівнює приведеній (відносній) об'ємній концентрації частинок наповнювача V_1 в об'ємі композиту V_K [23,24]:

$$<æ> = \frac{V_1}{V_k} = V_n, \qquad (2)$$

де n = f, s − тип частинок.

Із умови ергодичності витікає, що середні значення за об'ємом швидкостей деформацій $<\varepsilon_{ij}>$ та напружень $<\sigma_{ij}>$ можна обчислювати за [10], використовуючи інтеґрування за V.

Пластичні властивості композиційного матеріалу визначає густина пружної енергії деформування − дисипативна функція $D^*(<\varepsilon_{ij}>)$ − мінімальне значення швидкості дисипації енергії, віднесеної до одиниці об'єму для довільно фіксованих середніх значень $<\varepsilon_{ij}>$ [31, 32].

4. Варіаційне завдання визначення властивостей композиту можна сформулювати як умови екстремальності дисипативної функції $D^*(\varepsilon)$ на множині статистично однорідних полів [10, 23, 31, 32]:

$$D^*(<e_{ij}>) = \min \frac{1}{V_k} \int_{V_k} D(e)\,dV; \qquad (3)$$

$$(<s_{ij}>) = \frac{\partial D^*(<e_{ij}>)}{\partial <e_{ij}>}. \qquad (4)$$

З умов пластичності Мізеса витікає:

- для матриці $D(e) = t_0 \sqrt{e_{ij} e_{ij}}$; (5)
- для частинок наповнювача $D(e) = t_1 \sqrt{e_{ij} e_{ij}}$, (6)

де τ_0, τ_1 − межа пластичності під час зсуву матриці та наповнювача відповідно.

5. Дисипативну функцію у будь-якій точці об'єму можна представити у вигляді:

$$D = \sqrt{e_{ij} e_{ij}}, \qquad (7)$$

де $e_{ij} = [\tau_0 (1-æ) + \tau_1 æ]\, \varepsilon_{ij}$. (8)

Використовуючи методику [10], можна знайти точне мінімальне значення дисипативної функції D*:

$$D^*(<e_{ij}>) = t_0 [<e_{ij}><e_{ij}> + \frac{t_1^2 - t_0^2}{t_0^2} V_n <e_{ij}><e_{ij}>] \to \min. \qquad (9)$$

6. При такому підході, використовуючи варіаційний метод [33], за [10, 31] знаходять різницю пластичності при зсуві композиційного матеріалу в залежності від концентрації наповнювача з абсолютно жорсткими сферичними [10] та пластинчастими [11] частинками. Застосовуючи розроблений математичний апарат [10, 11, 23, 24, 31−36], знайдемо інші характеристики композиту з бінарним наповнювачем у вигляді сферичних і еліпсоїдних частинок, які необхідні для розрахунків абразивостійкості і вибору складу композиту.

2. Розрахунки характеристик властивостей полімерного композиту

1. Будемо розглядати трикомпонентний композиційний матеріал як складну ієрархічну структуру [8], яка розділена на рівні:

- ***перший рівень*** − матричний конгломерат, який складається із полімерної матриці та статистично однорідно розподілених у ній еліпсоїдних частинок;
- ***другий рівень*** − структура композиту, яка складається з матричного конгломерату (першого рівня), в якому статистично однорідно розподілені сферичні частинки.

2. Для спрощення аналітичних залежностей приймаємо, що сферичні частинки абсолютно жорсткі (це припущення фізично коректно, тому що, наприклад, для сферичних частинок порошку карбіду титану і полімер-матриці політетрафторетилену відношення тівердостей H_S/H_0 = 700). Згідно [37], можна знехтувати впливом коефіцієнта Пуассона на макровластивості композиту із сферичними частинками, прийнявши його значення 0,5.

3. Тоді, використовуючи [11], отримаємо для другого рівня структури композиту співвідношення показників пружних (E_k) і пластичних (τ_k) властивостей композиту:

$$E_k = E_1\left(1+\frac{\frac{5}{2}V_S}{1-V_S}\right); \quad (10)$$

$$t_k = t_1\left(1+\frac{3}{2}V_S\right), \quad (11)$$

де $V_S; V_f$ − об'ємна частка сферичних (s) та еліпсоїдних (f) частинок відповідно, співвідношення між якими задається виразом:

$$V_S + V_f + V_0 = 1,$$

де V_0 − об'ємна частка полімерної матриці.

4. Використовуючи принцип в'язкопружної аналогії Вольтера [10, 34, 37], отримуємо співвідношення для в'язкості (η_k) композиту другого рівня структури:

$$h_k = h_1\left(1+\frac{\frac{5}{2}V_S}{1-V_S}\right). \quad (12)$$

У виразах (10) − (12) E_1, τ_1, η_1 − модуль пружності, межа пластичності при зсуві і в'язкість матричного конгломерату першого рівня відповідно.

5. Розглянемо двокомпонентну структуру першого рівня. Використовуючи [10], знайдемо:

$$t_1 = t_0\sqrt{1+(Q_1-1)V_f}; \quad (13)$$

$$E_1 = \frac{E_0}{1+\left(\frac{1-V_f}{QV_f}+\frac{E_0}{E_1-E_0}\right)}. \quad (14)$$

6. Внаслідок в'язкопружної аналогії Вольтера [10, 34, 37] вираз для в'язкості композиту отримуємо заміною в (14) значень модулів пружності коефіцієнтами в'язкості (з урахуванням умови $\eta_1 \to \infty$, тобто приймаємо, що частинки наповнювача не повзуть):

$$h_1 = h_0\left(1+\frac{QV_f}{1-V_f}\right), \quad (15)$$

де E_0, τ_0, η_0 − модуль пружності, межа пластичності при зсуві і в'язкість полімерної матриці відповідно.

7. Залежність твердості композиту від вмісту і розмірів сферичних і еліпсоїдних частинок наповнювача були знайдені у припущенні, що частинки наповнювача у композиційному матеріалі не руйнуються і пластично не деформуються. Використовуючи [10, 36], після відповідного перетворення і спрощення, отримуємо формулу для твердості композиту у вигляді:

$$H_k = H_0\sqrt{(1-V_f-V_S+QV_f+\frac{5}{2}V_S)}, \quad (16)$$

де Q − функція геометричних параметрів еліпсоїдних частинок.

8. У виразах (13)−(16) функції Q_1 і Q визначаються таким чином:

$$Q_1 = \frac{1-\frac{2}{5}\frac{(1-8R_1-7R_2)}{(1-4R_1-5R_2)}+\frac{2(R_1-R_2)}{15R_2}}{2(2R_1+R_2)}; \quad (17)$$

$$Q = 2\left(1+\frac{0{,}1}{6R_2+\frac{E_0}{E_1}-E_0}\right), \quad (18)$$

де функції R_1, R_2, R_3 визначаються так:

$$R_1 = \frac{1-a^2}{4a^5}\left[(3-a^2)\frac{1}{2}\ln\frac{1+a}{1-a}-3\right]; \quad (19)$$

$$R_2 = \frac{1}{8}(1-4R_1-R_3); \quad (20)$$

$$R_3 = \frac{1-a^5}{a^5}(1-a^5)a+\frac{a}{2}-\frac{3}{2}(1-a^2)\frac{1}{2}\ln\frac{1+a}{1-a}; \quad (21)$$

α для еліпсоїдної частинки волокна дорівнює:

$$a = \sqrt{(1-z^{-2})}, \quad (22)$$

де $z = \frac{\bar{l}}{\bar{d}}$.

При розрахунках η_1 значення функції Q набуває вигляду:

$$Q = 2\left(1+\frac{0{,}1}{6R_2}\right). \quad (23)$$

9. Співвідношення (13), (14), (15) підставимо в (10), (11) , (12), тоді дістанемо формулу для відносного модуля пружності трикомпонентного композиту з наповнювачами у вигляді еліпсоїдних і сферичних частинок:

$$E_k = E_0\left(1+\frac{QV_f+Q_2V_S}{1-V_f-V_S+\frac{QV_fE_0}{(E_f-E_0)}+\frac{Q_2V_SE_0}{(E_S-E_0)}}\right). \quad (24)$$

10. З [10], враховуючи [34] та пропорційність E і σ, витікає:

$$Q = 2\cdot\left(1+\frac{0{,}1}{6R_2+\frac{E_0}{E_f}-E_0}\right); \quad (25)$$

$$Q_2 = \frac{1}{\frac{E_0}{E_S-E_0}+\frac{2}{5}}, \quad (26)$$

де Q − функція геометричних параметрів і характеристик пружних властивостей еліпсоїдних частинок;

Q_2 − функція характеристик пружних властивостей сферичних частинок.

11. Застосовуючи метод в'язкопружної аналогії Вольтера [10, 34, 37], вираз для в'язкості композиту отримуємо заміною у формулі, яка характеризує залежність напруження від деформацій, значення модуля пружності значеннями коефіцієнта в'язкості, враховуючи, що в процесі руйнації частинки наповнювача не повзуть ($1/\eta \to 0$), дістанемо:

$$h_k = h_0\left(1+\frac{QV_f+\frac{5}{2}V_S}{1-V_f-V_S}\right). \quad (27)$$

Тут функція розподілу Q визначається співвідношенням:

$$Q = 2\left(1+\frac{0{,}1}{6R_2}\right). \quad (28)$$

12. Межа пластичності під час зсуву для трикомпонентного композиту дорівнює:

$$t_k = t_0\left[1+(Q_1-1)V_f\right]\cdot\left(1+\frac{3}{2}V_S\right). \quad (29)$$

13. Значення функцій Q, Q_1 для всіх практично значень Z, які зустрічаються в практиці, приведені на рис.1. Залежність розрахункових за (16) та експериментальних даних відносної твердості композиту від вмісту сферичних частинок та відносного модуля пружності за (24) від співвідношення довжини до діаметру еліпсоїдних частинок (для експериментальних даних для композиту: ПТФЕ + порошок карбіду титану або вуглецеві волокна із карбонізованої тканини УТМ-8) приведені на рис.2.

14. Теоретичні залежності відносного модуля пружності E_k/E_0 трикомпонентного композиту від об'ємної частки еліпсоїдних (V_f) і сферичних (V_S) частинок, що розрахована за (24), приведені на рис.3а, відносної в'язкості η_k/η_0 трикомпонентного композиту, що розрахована за (27), приведена на рис.3б, а відносної твердості H_k/H_0 трикомпонентного композиту, що розрахована за (16), приведена на рис.4.

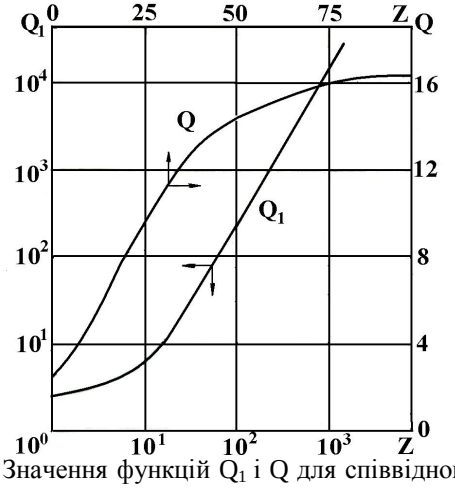


Рис. 1. Значення функцій Q_1 і Q для співвідношення довжини до діаметру (Z) еліпсоїдних частинок композиційного матеріалу.

3. Створення критерію оптимізації

1. Для вибору критерію оптимізації, який надійно може дати оцінку абразивостійкості наповнених полімерів, необхідно брати характеристики композиту, які надійно визначаються за характеристиками вихідних компонентів. Критерії гранично допустимого зносу композиту повинні характеризувати початкові прояви процесу катастрофічного абразивного зношування (наприклад, текучості, граничної деформації), які передують повному руйнуванню композиту [13−15]. Таким чином, у зв'язку з таким широким тлумаченням критерію граничного стану і абразивного зношування, практично неможливо охарактеризувати його з достатнім ступенем визначення.

2. Граничним станом полімеру часто називають такий напружений стан, при якому подальше підвищення напруження супроводжується процесом вимушеної деформації. При сумісництві в одному аналітичному виразі умов крихкого руйнування і вимушеної високоеластичної деформації можна створити узагальнені критерії гранично напруженого стану. Необхідність в розробці таких узагальнених критеріїв виникає у зв'язку з тим, що при зміні стану напруження проходить і зміна умов граничних переходів [15].

При низькій швидкості зсуву наповнений полімер поводить себе як тверде тіло, тобто не виявляє течії до моменту досягнення критичної напруженості зсуву − межі міцності зсуву або межі текучості [11]. Серед розорієнтованих волокон максимальне напруження виникає уздовж волокон, орієнтованих у напрямку максимального напруження розтягу.

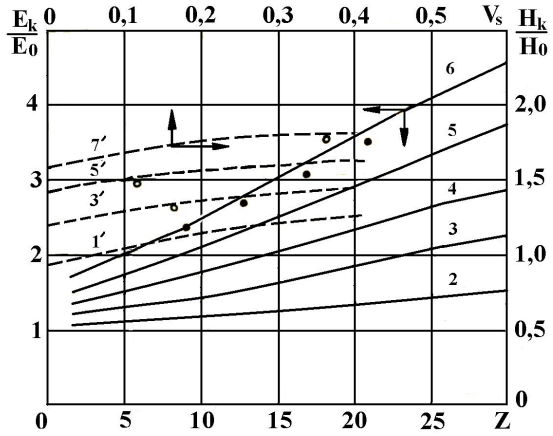


Рис.2. Залежність відносної твердості поліменого композиту (H_k/H_0) від об'ємного вмісту сферичних частинок (V_S) в ньому та відносного модуля пружності композиту (E_k/E_0) від співвідношення довжини до діаметра еліпсоїдних частинок (Z) для об'ємного вмісту еліпсоїдних частинок (V_f): 1′ − 0; 2 − 0,05; 3,3′−0,1; 4 − 0,15; 5,5′ − 0,3; 6 − 0,25; 7′−0,3. Експериментальні дані для модуля пружності (суцільні точки) і твердості (порожні точки).

3. Приймемо відоме положення [34], згідно якого межі текучості матриці σ_0 і композиту $\sigma_к$ пропорційні їх твердості H_0 і $H_к$ відповідно.

Межі текучості розглянемо як межі міцності, виходячи з тих умов, що процес руйнування полімеру під час абразивного зношування супроводжується значними пластичними деформаціями, а крихкий характер руйнування привносять волокна і сферичні частинки. Досягнення частинками наповнювача напружень, при яких відбуваються їх руйнування, можна виразити умовами [10], коли міцність частинок наповнювача σ_1 дорівнює величині напруження, яка

обчислена для незруйнованих жорстких частинок наповнювача:

$$s_1 \geq s_0 Q_1 \frac{H_0}{H_к} \cdot \qquad (30)$$

4. Умови жорстко-пластичності (16) під час руйнації частинок наповнювача (30) не виконуються тому, що необхідно врахувати процес руйнування частинок. Під час руйнації частинок твердість і межа текучості композиту суттєво не збільшуються із зростанням об'ємних концентрацій наповнювача та із збільшенням довжини волокна, порівняно з випадком, коли частинки не руйнуються.

5. Підставляючи (16) у (30) знаходимо критичні концентрації наповнювачів V_f*, V_S*, при яких частинки наповнювачів композиту не руйнуються, лишаючись цілими. Такому критичному стану відповідає рівняння:

$$\left(\frac{s_0}{s_1}Q_1\right)^2 = 1 - V_f{*} - V_S{*} + QV_f{*} + \frac{5}{2}V_S{*} \cdot \qquad (31)$$

У тому випадку, коли частинки наповнювача композиту руйнуються, то такому стану відповідає рівняння:

$$\left(\frac{s_0}{s_1}Q_1\right)^2 < [1 - V_f{*} - V_S{*} + QV_f{*} + \frac{5}{2}V_S{*}] \cdot \qquad (32)$$

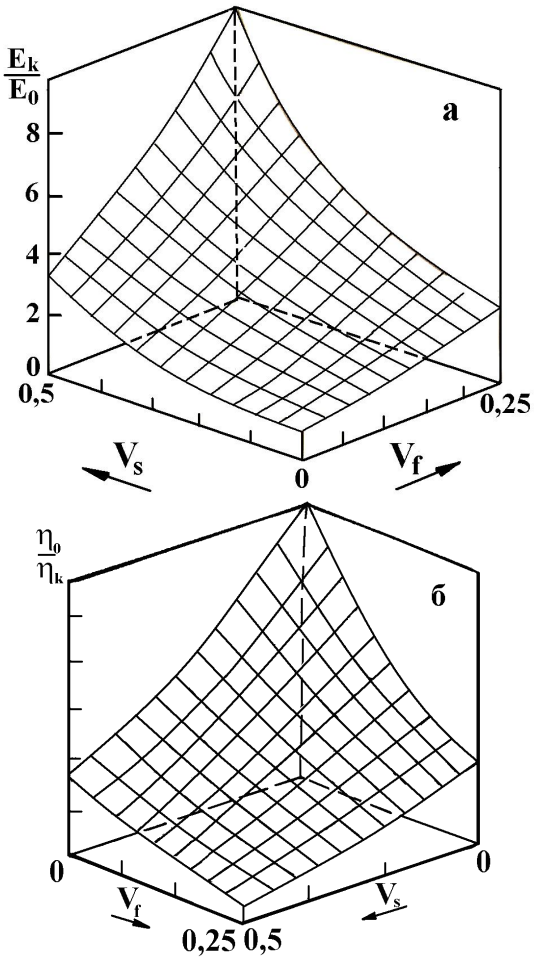


Рис.3. Залежність відносного модуля пружності $E_к/E_0$ (а) та відносної в'язкості $\eta_к/\eta_0$ (б) трикомпонентного композиту від об'ємного вмісту сферичних (V_S) та еліпсоїдних (V_f) частинок наповнювача.

У тому випадку, коли частинки наповнювача композиту висмикуються з матриці, залишаючись цілими, то такому стану буде відповідати рівняння:

$$\left(\frac{s_0}{s_1}Q_1\right)^2 > [1 - V_f{*} - V_S{*} + QV_f{*} + \frac{5}{2}V_S{*}] \cdot \qquad (33)$$

6. Цей висновок дає якісне пояснення екстремальній залежності абразивної зносостійкості композиту від вмісту наповнювачів [6, 13, 14]. Дослідження [15, 38] показують на особливі межі пластичності композитів у залежності від концентрації наповнювачів: лінійний характер залежності (для випадку пластичного стану частинок наповнювачів) або закону квадратного кореня (для випадку жорсткого стану частинок). У загальному випадку [38] необхідно визначити чотири ділянки на кривих деформування композиту:

1) матриця і частинки наповнювачів деформуються пружно;
2) матриця деформується пластично, частинки – пружно;
3) матриця і частинки деформуються пластично;
4) один з компонентів починає руйнуватися.

7. Від концентрації наповнювачів залежить поступ руйнації композиту, який є наслідком руйнації одного із компонентів. Це можна визначити за (31), (32), (33). У загальному випадку твердість композиту, армованого еліпсоїдними частинками, буде визначатися за (16).

Для випадку, коли еліпсоїдні частинки руйнуються, використаємо метод [12], який (за аналогією з теорією пружних композитів) приводить до виразу:

$$H_k = H_0 \sqrt{1 + \frac{1}{\frac{1 - V_f}{V_S Q_{II}} + \frac{s_1^2}{s_1^2 - s_0^2}}}, \qquad (34)$$

де функція Q_{II} визначається за формулою:

$$Q_{II} = \frac{1 + \frac{4(R_1 - R_2)}{5s_0^2(s_1^2 - s_0^2)^{-1} - 1 + 6R_2}}{s_0^2(s_1^2 - s_0^2)^{-1} + 2(R_1 - R_2)}. \qquad (35)$$

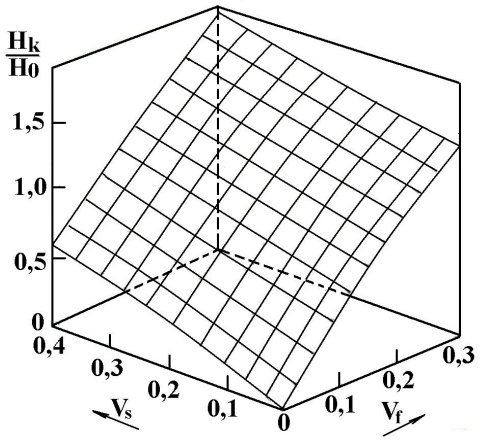


Рис.4. Залежність відносної твердості $H_к/H_0$ трикомпонентного композиту від об'ємної частки сферичних (V_S) та еліпсоїдних (V_f) частинок наповнювача.

трикомпонентного композиту від об'ємної частки еліпсоїдних (V_f) і сферичних (V_S) частинок наповнювачів показана на рис.4.

8. Приймемо, що деформація та в'язкість полімерної матриці і композиту в цілому пов'язані співвідношеннями:

$$\left.\begin{aligned} d_0 &= \frac{1}{h_0}; \\ d_k &= \frac{1}{h_k}. \end{aligned}\right\} \qquad (36)$$

Теоретичні залежності відносного модуля пружності $\frac{E_k}{E_0}$ і відносної деформації $\frac{d_k}{d_0} = \frac{h_0}{h_k}$ трикомпонентного композиту від об'ємного вмісту еліпсоїдних V_f і сферичних V_S частинок наповнювача наведені на рис.5.

9. Аналіз результатів теоретичного дослідження (рис.5) вказує на те, що із зростанням об'ємного вмісту еліпсоїдних частинок в полімерній матриці трикомпонентного композиту абразивна зносостійкість повинна спочатку збільшуватися, при цьому характер зношування відповідає руйнації волокон, які приймають на себе основне навантаження, «спрацьовуючи» енергію руйнації. Потім, після досягнення критичних концентрацій, процес абразивного зношування буде відповідати висмикуванню незруйнованих волокон з матриці, що може приводити до зменшення абразивної зносостійкості. Аналогічні ефекти будуть пов'язані не лише з концентраціями наповнювачів, а й з природою полімерної матриці, природою та текстильною формою наповнювачів, напрямків шарів тканини або шарів волокон, самих волокон цих текстильних форм відносно поверхні тертя, вектора швидкості ковзання та напрямків пресування зразка і напрямку нормального навантаження на зразок, схеми фрикційного контакту, форми зразків, умов випробувань − величин питомих і нормальних навантажень, швидкості ковзання, температури поверхні тертя, шляху (часу) випробувань тощо. Поверхні зразків тертя, металевих спряжених поверхонь і вуглецевих волокон досліджували на растровому електронному мікроскопі РЭМ-200 із здатністю до розв'язання об'єкту 30−50 нм та збільшенням від 20 до 26000. Збільшення змінювали ступенями з компенсацією під час зміни прискорюючої напруги і цифровій реєстрації. Зразки знімали у звичайному режимі та з використанням «у»-модуляції. Рівень «у»-модуляції підбирали візуально по знімальному об'єкту (при необхідності навмисно збільшували рівень «у»-модуляції для виявлення ефекту і границі розділу фаз). Поверхня зразка перед зйомкою ретельно очищалася розчином хромпіка і етиловим спиртом. Зразки, які мали великий питомий електричний опір, під дією електронного пучка заряджалися, що приводило до викривлення зображення об'єкту. З метою зняття електричного заряду поверхні таких зразків покривалися шаром золота товщиною 10−12 нм. Термічне напилення золота проводили за допомогою вакуумного універсального посту ВУП−4. На рис.6 приведені світлини поверхонь тертя карбокомпозитів (по сталевих поверхнях) на основі:

а − (×1520) − ароматичного поліаміду фенілон С-2 + 20% карбонізованого ГЦ-волокна УТМ-8 з кінцевою температурою термообробки $T_к$ = 1123 К (напрямок шарів і самих волокон відносно поверхні тертя та вектора швидкості LLL_RL_R);

б − (×600) − карботекстоліту (епоксидна смола + 60% карбонізованої ГЦ-тканини УУТ-2 [схема контакту: паралелепіпед 9,4×9,0×15 мм на площині; питоме навантаження P=2 МПа (нормальне навантаження на 1 зразок N_i = 170 Н), швидкість ковзання υ = 0,54 м/с; температура контакту Т = 303 К; шлях тертя S = 400 км]; напрямок шарів тканини та волокон основи та підткання відносно поверхні тертя та вектору швидкості LLLL(LT).

в − (×920) − ароматичний поліамід фенілон С-2 + 20% графітованого високомодульного ПАН-волокна ВМН-4 (T_K = 2673 К) [схема контакту: сферична (радіус сфери R = 6,35 мм) кінцівка втулки (внутрішній діаметр 28,5 мм, зовнішній діаметр 41 мм, висота 22 мм) на площині; N_i = 300 Н, υ = 0,9 м/с; Т = 600 К; S = 42 км; напрямок шарів і самих волокон LLL_RL_R];

г − (×2750) політетрафторетилену + 20% УТМ-8 [схема контакту: втулка (в) на площині; Р = 1,3 МПа (N_i = 300 Н), υ = 0,9 м/с; Т = 600 К; S = 42 км; напрямок шарів і самих волокон LLL_RL_R];

ґ − (×850) − карбоволокнит (епоксидна смола + 55% карбонізованого волокна грален) [схема контакту: зразок у вигляді зрізаного конусу (діаметром 10 мм, висотою 15 мм, кут розхилу 90º, діаметр кінцівки 4,8 мм) на площині; ступеневе навантаження від P_0 = 5,8 МПа (N_i = 105 Н) до P_K = 86,3 МПа (N_i = 1560 Н) з кроком ΔN_i = 15 Н; сумарний шлях тертя $\sum S_i$ = 98 км з кроком ΔS_i = 1 км; υ = 0,54 м/с; Т = 303 К; напрямок шарів і самих волокон $LLLT_R$];

д − (×1200) − політетрафторетилену + 20% УТМ-8 [схема контакту: площина на площині (зразок у вигляді циліндра діаметром 10 мм, висотою 15 мм, з кінцівкою діаметром 3 мм і висотою 4 мм); Р = 1,3 МПа (N_i = 100 Н); υ = 0,9 м/с; Т = 600 К; S = 42 км; напрямок шарів і самих волокон LLL_RL_R].

Як видно з рис. 6: а − під час висмикування волокна знятий кожух і оголені філаменти волокна; б − висмикнуті повністю незруйновані волокна; в − від висмикнутих волокон залишився ложамент в матриці; г − волокна частково поверхнево подрібнені до скалок; ґ − волокна інтенсивно руйнуються з відривом від матриці; д − волокна руйнуються внаслідок початкових тріщин, залишаючись у матриці.

10. Зниження рівня зароджування та інтенсивності розвитку тріщини можна досягнути або за рахунок збільшення напруження формування її критичного зародку, або за рахунок гальмування розвитку закритичної тріщини, або обох процесів одночасно. Перший ефект досягається за рахунок введення високодисперсних частинок (модель − сферичні частинки) порошків твердих речовин вузької фракції, а другий − за рахунок введення коротких волокон (модель − еліпсоїдні частинки) з широким об'ємним (масовим) розподілом за законом Вейбулла або гамма-розподілом за довжинами і значною часткою волокон малої довжини [39].

11. Узгодження пружних і пластичних властивостей і, відповідно, максимальної абразивостійкості композиту досягається при певному оптимальному вмісту наповнювача. Згідно рис.5, відносний модуль пружності збільшується, а відносна деформація зменшується при зростанні V_f і V_S. Серед розрахункових параметрів абразивостійкості вибираємо в'язкість матеріалу η і модуль пружності під час розтягу E, використовуючи методи теорії

$$T = \frac{h}{E}, \tag{37}$$

що має фізичний зміст часу релаксації напружень.

Для виключення розмінностей з критерію узгодження та зносостійкості використаємо поняття відносних характеристик:

$$t = \frac{T_0}{T_k} = \frac{h_0}{E_0 \frac{h_k}{E_k}} = \left(\frac{h_0}{h_k}\right)\cdot\left(\frac{E_k}{E_0}\right); \tag{38}$$

$$j = \frac{J_k}{J_0} = \frac{1}{I_k \frac{1}{I_0}} = \frac{I_0}{I_k}, \tag{39}$$

де τ − відносний критерій узгодження пружних та пластичних властивостей композиту;

T_0, T_k − критерії узгодження пружних та пластичних властивостей полімерної матриці і композиту відповідно;

J_0, J_k − абразивна зносостійкість полімерної матриці і композиту відповідно;

I_0, I_k − інтенсивність (або питома інтенсивність) абразивного зношування полімерної матриці і композиту відповідно.

j − відносна абразивна зносостійкість композиту.

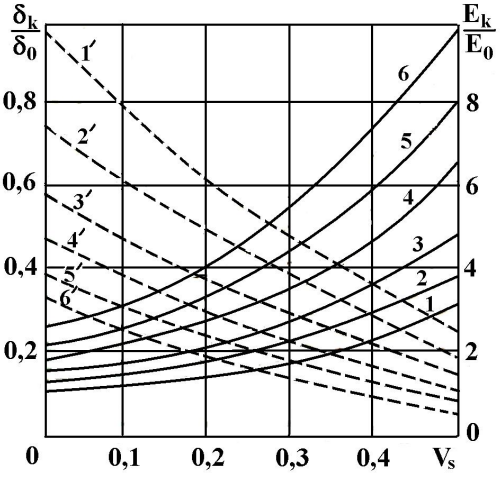


Рис. 5. Залежність відносного модуля пружності $E_к/E_0$ (1−6) та відносної деформації δ_k/δ_0 (1′−6′) трикомпонентного композиту від об'ємної частки сферичних V_S частинок при об'ємній частці еліпсоїдних частинок V_f : 1,1′ − 0; 2,2′ − 0,05; 3,3′ − 0,10; 4,4′−0,15; 5,5′−0,20; 6,6′−0,25.

розмінностей, в умовах, коли змінюється тільки η і E. Оскільки зовнішні силові параметри сталі, то виключення їх розмінностей досягається відношенням η/E, яка має розмірність часу ([Па·с]/[Па]=[с]). Відношення динамічної в'язкості до модуля пружності назвемо критерієм узгодження пластичних та пружних властивостей (критерієм еквівалентності пружного стану = критерію абразивної стійкості):

4. Експериментальна частина

1. Так як абразивне зношування є складним багатофакторним процесом, то при проектуванні абразивостійкого карбопластика (під час технологічних операцій) в композит вводили три компоненти, які мали до краю різні властивості.

У відносно в'язку і м'яку полімерну матрицю політетрафторетилену вводили низькомодульні середньої твердості вуглецеві волокна УТМ-8 та високотверді високомодульні кулясті частинки титан карбіду або алюміній оксиду.

2. Дисперсії вуглецевого волокна та композицію матеріалу отримували за такою технологією: для попереднього подрібнення вуглецевої тканини УТМ-8, отриманої з гідратцелюлозної тканини під час термообробки у печі «Таммана» за температури 1123 К в атмосфері CH_4, застосовували модифіковану молоткоау дробарку КДУ 2,0 «Українка» з рухомими молотками, сепаруючим пристроєм у вигляді змінної ґратки з діаметром отворів 1,5−5,0 та 0,8−1,5 мм і вентилятором, який гнав повітря через ґратки. Діаметр робочих органів з молотками становив 0,48 м, число обертів 2700 за хвилину, що визначало частоту обертання 45$с^{-1}$ та максимальну лінійну швидкість 67 м/с. Дробарка КДУ 2,0 забезпечувала тонину помелу волокон 3−15 мм. Для більш тонкого подрібнення волокон та активаційного змішування інгредієнтів композиції використали дробарку-млинок МРП-1 з подовими ножами при 7000 обертання ножів за хвилину, діаметрі ножів 0,205 м, частоті обертання 117 $с^{-1}$, максимальній лінійній швидкості 75 м/с. Після здрібненння волокна мали широкий розподіл за довжинами від 0 до 3500 мкм з основною фракцією 50−200 мкм.

3. **За [39, 40] у композит вводили** короткі вуглецеві волокна, що отримані за ХМА-технологією [6, 7], які мали об'ємний (масовий) розподіл за довжинами за ймовірним гамма-законом розподілу в композиції [41]:

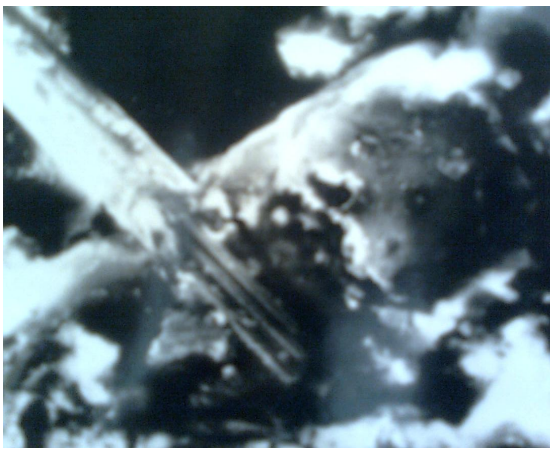
$$P_2(l) = \frac{l^{q+1} l^q \exp(-ll)}{\Gamma(q+1)}, \tag{40}$$

де $l \geq 0$ − довжина волокна;

θ, λ − параметри гамма-розподілу;

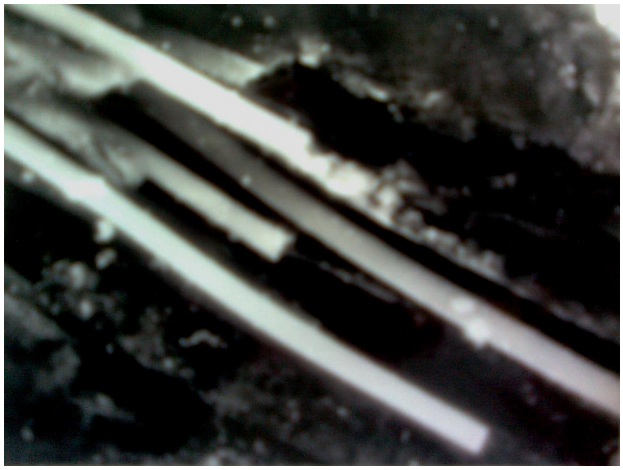
Γ(x) − гамма-функція [42];

$P_2(l)$ − щільність ймовірностей об'ємного (масового) гамма-розподілу за довжинами волокон з математичним сподіванням:



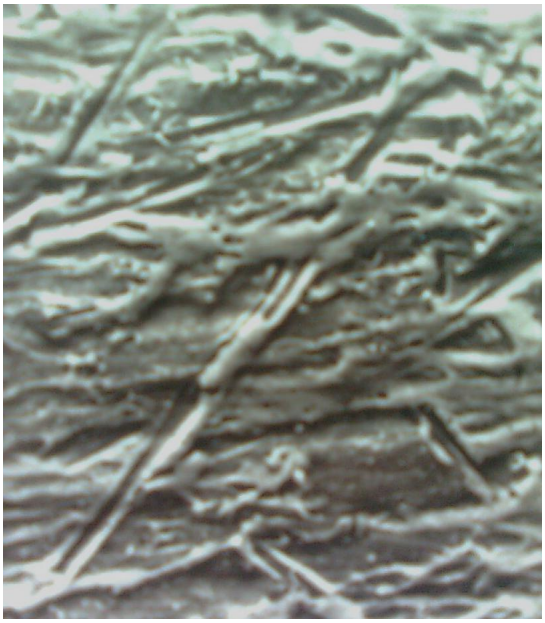
а

г



б

ґ



в

д

Рис.6. Електронні світлини поверхонь тертя карбопластиків: а, б, в − висмикування незруйнованих або частково зруйнованих волокон; г, ґ, д − руйнація волокон

$$\grave{I}_{\ 2}(l)=\frac{q+1}{l};\qquad (41)$$

та дисперсією:

$$D_2^2(l)=\frac{q+1}{l^2}.\qquad (42)$$

Щільність ймовірностей об'ємного (масового) гамма-розподілу за довжинами волокон пов'язана із щільністю ймовірностей числового гамма-розподілу за довжинами волокон $\varphi_2(l)$ так:

$$Ð_2(l)=\frac{l}{E_2(l)}j_{\ 2}(l),\qquad (43)$$

$$\text{де } j_{\ 2}(l)=\frac{l^q}{\Gamma(q)}l^{q-1}\exp(-ll)\qquad (44)$$

з математичним сподіванням:

$$\mathring{A}_2(l)=\frac{q}{l}=M_2(l)-\frac{1}{l},\qquad (45)$$

та дисперсією:

$$s_{\ 2}^{\ 2}(l)=\frac{q}{l^2}=D_2^2(l)-\frac{1}{l^2}.\qquad (46)$$

4. **Для вирішення завдання лінійного аналізу** вихідних дроблених частинок − волокон та сферичних, отриманих за ХМА-технологією, та після змішування їх з порошком полімеру шляхом дроблення, використовували автоматичний аналізатор зображень мікрооб'єктів "Морфоквант" із обчислювальною машиною ЕС–5060. Аналізатор був налагоджений на максимальну кількість кроків 512, мінімальний крок 0,2 мкм, діапазон кроків під час сканування 512*512 та кількість різних ступенів тонів 128. При цьому відносна похибка вимірювання лінійних розмірів волокон та частинок порошків TiC і Al_2O_3 становила 0,2 %. Програма забезпечувала аналіз 250 частинок за одну пробу (кількість проб 20-25) Статистичну відповідність емпіричного розподілу теоретичному гамма-розподілу перевіряли за критеріями хі-квадрат та омега-квадрат з рівнем значущості α = 0,05.

5. У результаті технологічних операцій в композиції отримали волокна, що мали об'ємний (масовий) розподіл за гамма-законом за довжинами з параметрами λ = 0,005 − 0,045 мкм$^{-1}$, θ = 1,0 − 2,55, отриманих із вихідних вуглецевих волокон, розподілених за довжинами за тим же законом з параметрами розподілу λ = 0,002−0,04 мкм$^{-1}$, θ = 0,5−2,5, щільність ймовірностей розподілу в обох випадках $P_2(l)$ = (0,2 − 6,0)·10^{-3} мкм$^{-1}$ при наборі довжин l = 0 − 3500 мкм з основною фракцією l = 20 − 200 мкм.

6. Вихідні порошки мали такі розміри частинок: 0 − 1000 мкм титан карбіду, − 0−1200 мкм алюміній оксиду. За технологією [39], використовуючи ситовий класифікатор, отримували вихідні порошки для мікроаналізатора вузьких фракцій 50-63 та 40-50 мкм. Мікропорошки більш вузької фракції отримували із ситових порошків за такою технологією: спочатку додавали до порошку желатини з содою, і надалі з водного розчину, шляхом осадження під час перемішування 2 хв., отримували вузькі фракції 40-60 мкм з порошку 50-63 мкм або 28-40 мкм − з 40-50 мкм. Потім, змінюючи концентрацію желатини (в'язкість і густину розчину), таким же шляхом послідовно отримали вузькі фракції 28-40, 20-28, 14-20, 10-14 мкм. Методом центрифугування, змінюючи концентрацію желатини та число обертів центрифуги від 465 до 2500 об./хв., послідовно отримували більш мілкі фракції 7-10; 5-7; 3-5; 2-3; 1-2; 0-1 мкм [39,40].

7. Дослідження абразивного зношування зразків карбопластиків проводили на машині тертя ХТІ-87-А [7] по абразивній стрічці МС 1000×50БШ60С16М1300 (ГОСТ 6456-68) і незамащеній поверхні за схемою «напіввкладка-вал». Вал був виконаний діаметром 90 мм із сталі 40Х. Зразок діаметром d = 10 ± 0,1 мм і висотою h = 15 ± 0,1 мм, затиснутий у зйомному патроні з алюмінію, припрацьовували по абразивній стрічці до утворення ~ 100% контактної поверхні тертя у вигляді напіввкладки. Час випробувань 1 хв. (шлях тертя S = 5,1 м) по абразивній стрічці та новом сліду. Час (шлях тертя) випробувань вибирали таким чином, щоб результат вимірювань зносу був не менше 10-15 разів більший за похибку

Швидкість ковзання ν = 0,17 м/с, число обертів вала 36 за хвилину, подача 0,48 мм/об., нормальне навантаження на зразок N_i = 20; 50; 105; 160 Н. Вимірювалася вага зразка з патроном з точністю 0,0002 г на аналітичних терезах АДВ-200А, і через густину, яка була визначена гідростатичним методом, розраховувалася об'ємна питома інтенсивність зношування [мм^3/Н·м] матриці I_0 і композиту I_k і, відповідно, об'ємна питома зносостійкість I_0/I_k

8. Міцність σ_p та відносне подовження δ під час розтягу визначали згідно ГОСТ 11262-80, міцність під час стиску σ_c – ГОСТ 4651-82, густину ρ визначали згідно ГОСТ 15139-80. Міцність під час розтягування оцінювали на зразках у вигляді кілець діаметром $d_з$ =50 мм, d_b = 40 мм і висотою h = 10 мм. Механічні випробування проводили на машині «Інстрон» із швидкістю руху повзуна 0,25 см/хв. Перед випробуванням зразки кондиціонували 24 год. за температури 296±1 К і відносній вологості 65±2%. Дослідження проводили за температури 296±1 К та відносної вологості 65±2%.

5. Результати та обговорення

1. Був реалізований рототабельний план другого порядку [43]. Ділянка факторного простору та інтервали варіювання становили (табл.1).

Математична модель мала вигляд полінома другого порядку:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_{12}x_1x_2 + b_{11}x_1^{\ 2} + b_{22}x_2^{\ 2}.\qquad (47)$$

Досліди були рандомізовані в часі за таблицею випадкових чисел [44, 45].

Реалізували чотири плани за абразивостійкістю j = Y = I_0/I_k (змінні y_1, …, y_4) для нормальних навантажень на зразок N_i = 20; 50; 105 і

160 Н відповідно та чотири плани за механічними властивостями: міцністю σ_p (y_5), відносним подовженням δ (y_6) і граничною енергією деформування U (y_7) під час розтягу та граничним навантаженням під час стиску σ_c (y_8) при 15% деформації. План складався з N =13 дослідів (ядра $N_я$ = 4; зіркової ділянки N_β = 4; «нульової» ділянки N_0 =5); «зіркове плече» становило $\beta = \pm 1{,}414$ [46]. Досліджкували композит на основі політетрафторетилену (матриця), у яку було введено: 4−20 % об. вуглецевих волокон УТМ-8 + 1−23 % об. TiC (або Al_2O_3).

За результататми експерименту розраховували [46]: коефіцієнти рівняння (47); за t-критерієм − довірчі інтервали для коефіцієнтів з рівнем значущості $\alpha = 0{,}05$; дисперсію відновлення S_y^2, дисперсію адекватності $S_{àä.}^2$. За останніми двома дисперсіями розраховували статистику $F_p = \frac{S_{àä.}^2}{S_y^2}$ і порівнювали її з табличним значенням критерія Фішера F_T [45−47] (табл.2).

2. Отримані результати описуються рівняннями (при наявності в композиції TiC):

N_i=20 Н; $y_1 = 1{,}7560 - 0{,}2231x_1 + 0{,}1352x_2 - 0{,}0602x_1x_2 - 0{,}1698x_2^2$ ($S_{ад}^2 = 3{,}15\cdot10^{-4}$; $S_y^2 = 3{,}5\cdot10^{-3}$) (48)

N_i=50 Н; $y_2 = 1{,}5578 - 0{,}2323x_1 + 0{,}1065x_2 - 0{,}8870x_1x_2 - 0{,}1195x_2^2$ ($S_{ад}^2 = 3{,}85\cdot10^{-4}$; $S_y^2 = 5{,}5\cdot10^{-3}$) (49)

N_i=105 Н; $y_3 = 1{,}2957 - 0{,}2184x_1 + 0{,}0996x_2 - 0{,}0911x_1x_2 - 0{,}0704x_2^2$ ($S_{ад}^2 = 7{,}15\cdot10^{-3}$; $S_y^2 = 1{,}8\cdot10^{-3}$) (50)

N_i=160 Н; $y_4 = 1{,}4439 - 0{,}2642x_1 + 0{,}0314x_2 - 0{,}1138x_1x_2 - 0{,}0444x_2^2$ ($S_{ад}^2 = 8{,}05\cdot10^{-3}$; $S_y^2 = 2{,}5\cdot10^{-3}$) (51)

$y_5 = 18{,}663 - 0{,}76x_1 + 1{,}049x_2 - 0{,}32x_1x_2 - 0{,}594x_2^2$
($S_{ад}^2 = 0{,}2763$; $S_y^2 = 0{,}125$) (52)

$y_6 = 111{,}367 - 53{,}072x_1 + 60{,}299x_2 - 16{,}228x_1x_2 + 0{,}965x_1^2$
($S_{ад}^2 = 14{,}2898$; $S_y^2 = 5{,}475$) (53)

$y_7 = 20{,}79 - 10{,}684x_1 + 11{,}677x_2 - 3{,}614x_1x_2 + 1{,}467x_1^2$
($S_{ад}^2 = 12{,}5378$; $S_y^2 = 5{,}475$) (54)

$y_8 = 36{,}015 - 3{,}319x_1 + 2{,}612x_2 - 2{,}25x_1x_2 + 0{,}57x_1^2 + 0{,}68x_2^2$
($S_{ад}^2 = 28{,}125$; $S_y^2 = 4{,}5$), (55)

де S_{ad}^2 – дисперсія адекватності;

Таблиця 1

Факторний простір та інтервали варіювання вхідних змінних

Інтервал та рівень варіювання	Вміст вуглецевого волокна C_f (X_1), об. %	Вміст TiC (або Al_2O_3) C_S (X_2), об. %
Інтервал варіювання	5,658	7,779
Рівень варіювання		
−1,414	4,0	1,0
−1,0	6,342	4,221
0	12,0	12,0
+1,0	17,658	19,779
+1,414	20,0	23,0

Таблиця 2

Оцінки ступенів адекватності (ξ_1) та частки неадекватності (ξ_2) математичних моделей $Y = f(x_1,x_2)$ (48) − (55): F_T {$f_{ад.}$ = 4; f_y = 4; α}; F_T {$f_{ад.}$ = 3; f_y = 4; α} [45−47]

Y	$Y = f(X_1, X_2)$	N_i, Н	F_p	F_T α = 0,05	F_T α = 0,01	ξ_1(F)		ξ_2(F)	
				[45−47]		α=0,05	α=0,01	α=0,05	α=0,01
y_1	$j_{20} = f(C_f, C_S)$	20	0,09	6,39	15,98	71,0	177,6	0,01	0,006
y_2	$j_{50} = f(C_f, C_S)$	50	0,07	6,39	15,98	91,3	228,3	0,01	0,004
y_3	$j_{105} = f(C_f, C_S)$	105	3,97	6,39	15,98	1,61	4,03	0,62	0,25
y_4	$j_{160} = f(C_f, C_S)$	160	3,22	6,39	15,98	1,98	4,96	0,50	0,20
y_5	$\sigma_p = f(C_f, C_S)$	−	2,21	6,39	15,98	2,89	7,23	0,35	0,14
y_6	$\delta = f(C_f, C_S)$	−	2,61	6,39	15,98	2,45	6,12	0,41	0,16
y_7	$U = f(C_f, C_S)$	−	2,29	6,39	15,98	2,79	6,98	0,36	0,14
y_8	$\sigma_c = f(C_f, C_S)$	−	6,25	6,59	16,69	1,05	2,67	0,95	0,37

і з

$$s^2_{àä.} = s^2_{ó} \text{ [моделі (48) − (55) адекватні]}$$
$$\uparrow \quad \uparrow \text{ оцінка} \qquad (56)$$
$$S^2_{àä.} \neq S^2_y$$

і перевіряли її за теоретичним критерієм Фішера з рівнем значущості (ймовірністю ризику прийняти неправдиву гіпотезу) α = 0,05 та α = 0,01. Тут $s^2_{àä.}, s^2_{ó}$ − генеральні дисперсії адекватності та відновлення відповідно.

Так як $F_p < F_T$, то моделі (48) − (55) адекватні з α = 0,05 та α = 0,01 (табл.2). Оцінку ступеня адекватності моделей (48) − (55) визначали за:

- для α = 0,05 $x_1(F)_{0,05} = \dfrac{F_T(a=0,05)}{F_p}$; (57)
- для α = 0,01 $x_1(F)_{0,01} = \dfrac{F_T(a=0,01)}{F_p}$, (58)

при цьому частка статистичної оцінки ступеня неадекватності в адекватності моделей (48) − (55) становила:

- для α = 0,05 $x_2(F)_{0,05} = \dfrac{F_p}{F_T(a=0,05)}$; (59)
- для α = 0,01 $x_2(F)_{0,01} = \dfrac{F_p}{F_T(a=0,01)}$. (60)

У табл. 2 зведені ξ_1(F) та ξ_2(F) для рівнів значущості α = 0,05 та α = 0,01.

Геометрична інтерпретація отриманих результатів приведена на рис. 7, 8.

4. Кореляційний аналіз.

4.1. Розраховували вибіркові парні коефіцієнти кореляції за [48]. Величини коефіцієнтів кореляцій між міцністю (σ_p), відносним подовженням (δ) і граничною енергією деформування (U) під час розтягу, граничним навантаженням під час стиску (σ_c) за 15% деформації та об'ємною питомою абразивостійкістю при нормальних навантаженнях на зразок 20, 50, 105 і 160 Н наведені в табл. 3.

4.2. Висуваючи нульову гіпотезу:

$$H_0^0: \quad \rho = 0$$
$$\text{оцінка} \uparrow \qquad (61)$$
$$r_p \neq 0,$$

Про рівність нулю генерального коефіцієнта кореляцій (ρ), статистичною оцінкою якого є вибірковий коефіцієнт кореляцій (r_p), перевіряли H_0^0 за трьома критеріями: критичним значенням коефіцієнта кореляції ($r_{êð.}$), критерієм Стьюдента (t_T) та за Z−перетворенням Фішера $(z_T \cdot s_z)$ з рівнями значущості α = 0,05 та α = 0,01:

Розраховували статистику $r_{êð.}$ за Р.Фішера [47]:

$$r_{êð.} = \frac{t_T}{\sqrt{f + t_T^2}} = \frac{t_a}{\sqrt{f + t_a^2}}, \qquad (62)$$

де f = N – 2 − число ступенів вільностей;

t_T { $q = 1 - \frac{a}{2}$; f } = t_α − табличне (теоретичне) значення критерія Стьюдента [45−47].

Критичне значення коефіцієнта кореляцій за [47]:

- α = 0,05 $r_\alpha = r_{кр.}\{q = 1 - \frac{a}{2} = 0,975$; f=N−2=13−2=11}= = 0,5529;
- α =0,01 $r_\alpha = r_{кр.}\{q = 1 - \frac{a}{2} = 0,995$; f=N−2=13−2=11}= = 0,6835.

4.3. Порівнюючи $|r_p|$ (табл.3) з $r_{кр.}$, бачимо, що між згаданими величинами об'ємною питомою абразивною стійкістю I_0/I_k та показниками фізико-механічних властивостей σ_p, δ, U, σ_c немає тісного лінійного зв'язку: $|r_p| < r_{кр.}$ при рівнях значущості α = 0,05 та α = 0,01 як при вмісті в композиції TiC, так й Al_2O_3. Разом з тим спостерігається певна тенденція наближення $|r_p|$ до $r_{кр.}$ при збільшенні нормального навантаження від 20 до 160 Н.

4.4. Не виключено, що при ще більших навантаженнях N_i, коли абразивне зношування буде уявляти собою виключно мікрорізання пластично деформованих зон і об'ємного різання матеріалу, тобто процесу повної руйнації композиту, такий надійний лінійний зв'язок буде знайдено. Це твердження ґрунтується на тому, що для окремих ґруп металів і полімерів, а також для деяких полімерних композитів з однокомпонентним наповнювачем, при підборі певних умов випробувань знайдений лінійний зв'язок між абразивною зносостійкістю і твердістю, модулем пружності, міцностями при зсуві, зрізі, стиску і розтягу, границею текучості, енергією деформації і властивостями від втоми [6, 16]. Але для цілого комплексу явищ абразивного зношування та для багатокомпонентного полімерного композиту такого зв'язку не знайдено.

4.5. Результати теоретичного дослідження відношення критеріїв узгодження полімерної матриці і композиту в залежності від вмісту волокнистого і сферичного наповнювача показані на рис. 7. Із рис. 7 видно, що для співвідношення T_0/T_k існують екстремуми − критичні концентрації наповнювача, перевищення яких повинно викликати погіршення протизносних характеристик композиту і, відповідно, зниження абразивної стійкості. Для відносної абразивостійкості композиту також існують екстремальні концентрації (рис.7).

4.6. Введемо у науковий обіг означення ступеня лінійності (ξ_2) **та ступеня нелінійності** (ξ_1) кореляційного зв'язку за критичним значенням коефіцієнта кореляцій $x_2(r)$, $x_1(r)$, критерієм Стьюдента $x_2(t)$, $x_1(t)$ та Z−критерієм Фішера $x_2(z)$, $x_1(z)$.

4.7. Ступінь лінійності кореляційного зв'язку за критичним значенням коефіцієнта кореляції.

При виконанні нерівності $|r_p| > r_{êð.}$, нульову гіпотезу H_0 відкидали на рівні значущості α = 1 − p, стверджуючи з ймовірністю p, що між двома

змінними існує статистично надійний лінійний зв'язок зі ступенем лінійності:

$$x_2(r)=\frac{|r_p|}{r_{êð.}}>1 \qquad (63)$$

та залишковим ступенем нелінійності у лінійному кореляційному зв'язку:

$$x_1(r)=\frac{r_{êð.}}{|r_p|}\le 1\cdot \qquad (64)$$

У разі виконання нерівності $|r_p| \le r_{êð.}$, то нульову гіпотезу H_0^0 приймали на рівні значущості α = 1 − p, стверджуючи, що між двома змінними відсутній статистично надійний лінійний зв'язок зі ступенем нелінійності кореляційного зв'язку:

$$x_1(r)=\frac{r_{êð.}}{|r_p|}\ge 1 \qquad (65)$$

та залишковим ступенем лінійності у нелінійному кореляційному зв'язку:

$$x_2(r)=\frac{|r_p|}{r_{êð.}}<1\cdot \qquad (66)$$

4.8. Ступінь лінійності кореляційного зв'язку за критерієм Стьюдента.

Розраховуємо статистику t_p за [48]:

$$t_p=\frac{r_p}{\sqrt{1-r_p^2}}\sqrt{N-2}. \qquad (67)$$

Табличне (теоретичне) значення критерія Стьюдента $t_T = t_\alpha$ за [47]:

- α = 0,05 $t_\alpha = t_T\{q=1-\frac{a}{2}=0{,}975;\ f=11\}= 2{,}201$;
- α = 0,01 $t_\alpha = t_T\{q=1-\frac{a}{2}=0{,}995;\ f=11\}= 3{,}106$.

При виконанні нерівності $|t_p| > t_T$, нульову гіпотезу H_0^0 відкидали з рівнем значущості α = 1 − p, стверджуючи, що з ймовірністю p, між двома змінними існує статистично надійний лінійний зв'язок зі ступенем лінійності кореляційного зв'язку:

$$x_2(t)=\frac{|t_p|}{t_T}>1 \qquad (68)$$

та залишковим ступенем нелінійності у лінійному кореляційному зв'язку:

$$x_1(t)=\frac{t_T}{|t_p|}\le 1.\cdot \qquad (69)$$

У разі виконання нерівності $|t_p| \le t_T$ нульову гіпотезу H_0^0 приймали на рівні значущості α = 1 − p, стверджуючи, що між двома змінними відсутній статистично надійний лінійний зв'язок − наявний нелінійний зв'язок − зі ступенем нелінійності кореляційного зв'язку:

$$x_1(t)=\frac{t_{T.}}{|t_p|}\ge 1 \qquad (70)$$

та залишковим ступенем лінійності у нелінійному кореляційному зв'язку:

$$x_2(t)=\frac{|t_p|}{t_T}<1.\cdot \qquad (71)$$

4.9. Ступінь лінійності кореляційного зв'язку Z−перетворенням Фішера.

За перетворенням Фішера розраховували статистику Z_p [48]:

$$Z_p=\frac{1}{2}\ln\frac{1+r_p}{1-r_p}. \qquad (72)$$

Розраховували добуток $(z_T \cdot s_Z)$, де $z_T = z_a\ \{q=1-\frac{a}{2}\}$ − квантиль нормованого нормального розподілу [48];

$s_Z=\frac{1}{\sqrt{N-3}}$ − середнє квадратичне відхилення у нормальному законі розподілу *Z* [48].

Розрахункові значення добутку $(z_T \cdot s_Z)$:

- α = 0,05 $Z_{0,975} = Z_T\{q = 0{,}975\} = 1{,}96$ [48];
- α = 0,01 $Z_{0,995} = Z_T\{q = 0{,}995\} = 2{,}58$ [48];

$$s_Z=\frac{1}{\sqrt{N-3}}=\frac{1}{\sqrt{13-3}}=0{,}316228.$$

- α = 0,05 $(Z_{0,975} \cdot \sigma_Z) = 0{,}6198$;
- α = 0,01 $(Z_{0,995} \cdot \sigma_Z) = 0{,}8159$.

У разі виконання нерівності $|z_p| > (z_a \cdot s_Z)$, нульову гіпотезу H_0^0 відкидали, стверджуючи, що між двома змінними існує статистично надійний лінійний зв'язок зі ступенем лінійності кореляційного зв'язку:

$$x_2(z)=\frac{|z_p|}{(z_a \cdot s_Z)}>1 \qquad (73)$$

та залишковим ступенем нелінійності у лінійному кореляційному зв'язку:

$$x_1(z)=\frac{(z_a \cdot s_Z)}{|z_p|}\le 1. \qquad (74)$$

При виконанні нерівності $|z_p| \le (z_a \cdot s_Z)$, нульову гіпотезу H_0^0 приймали на рівні значущості α = 1 − p, стверджуючи, що між двома змінними відсутній статистично надійний лінійний зв'язок − наявний нелінійний зв'язок − зі ступенем нелінійності кореляційного зв'язку:

$$x_1(z)=\frac{(z_a \cdot s_Z)}{|z_p|}\ge 1 \qquad (75)$$

та залишковим ступенем лінійності у нелінійному кореляційному зв'язку:

$$x_2(z)=\frac{|z_p|}{(z_a \cdot s_Z)}<1\cdot \qquad (76)$$

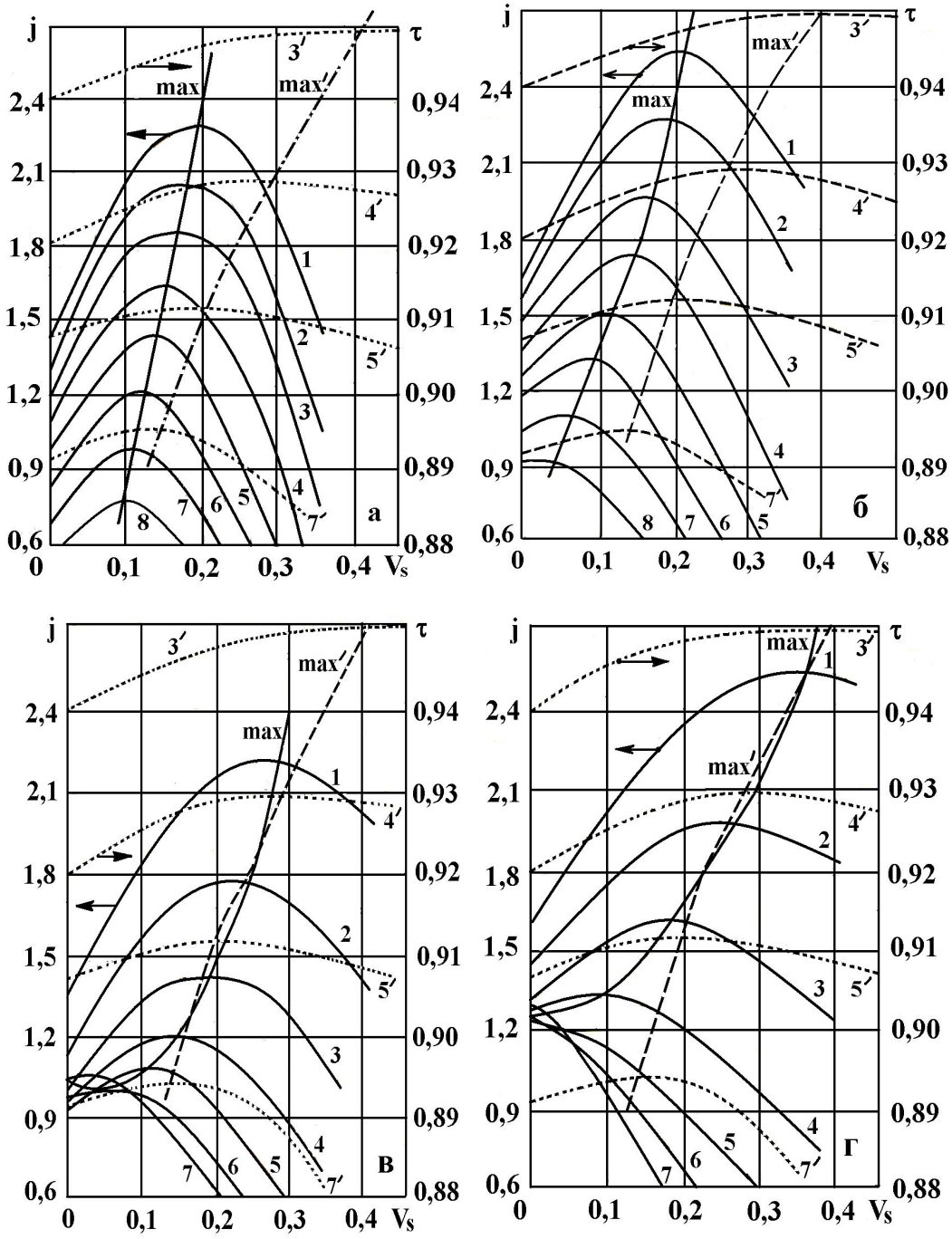


Рис.7. Залежність відносної абразивної зносостійкості I_0/I_k (1-8) при нормальному навантаженні N = 20 Н (а), 50 Н (б) 105 Н (в), 160 Н (г) на зразок та відносного критерію узгодження пластичних та пружних властивостей T_0/T_k (3′ − 5′,7′) трикомпонентного композиту на основі ПТФЕ від об'ємної частки порошку карбіду титану (V_S) при об'ємній частці вуглецевого волокна УТМ-8 (V_f):
1 − 0; 2 − 0,05; 3,3′ − 0,10; 4,4′−0,15; 5,5′−0,20; 6−0,25; 7,7′−0,30; 8 − 0,35.

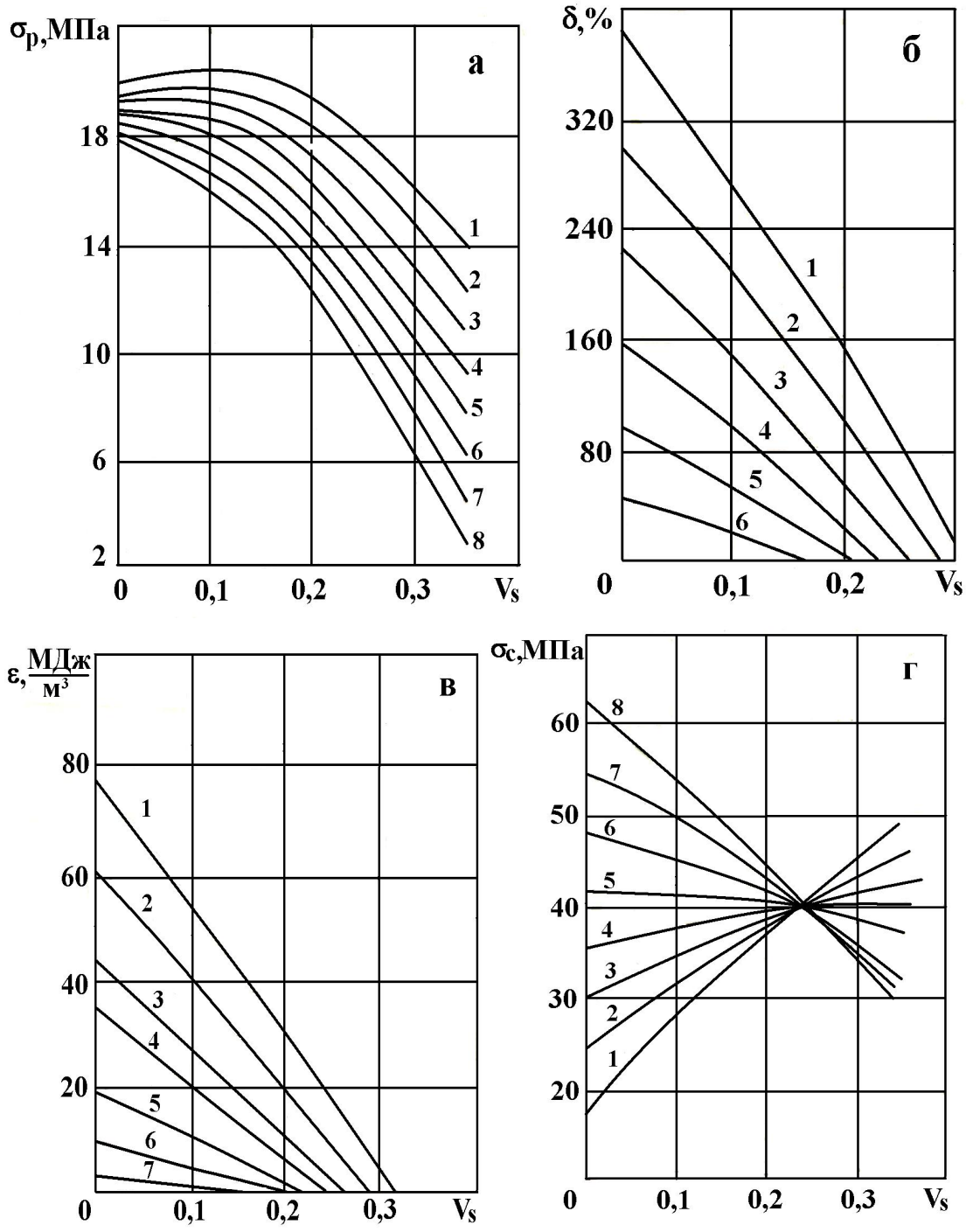


Рис.8. Залежність міцності при розтягу $\sigma_р$ (а), відносного подовження δ (б) та питомої енергії руйнування ε (в) і міцності при стиску $\sigma_с$ (г) композиту на основі ПТФЕ від об'ємної частки порошку карбіду титану (V_S) при об'ємній частці вуглецевого волокна УТМ-8 (V_f):
1 − 0; 2 − 0,05; 3 − 0,10; 4 − 0,15; 5 − 0,20; 6 − 0,25; 7 − 0,30; 8 − 0,35.

Таблиця 3

Значення коефіцієнтів кореляції між показниками фізико-механічних властивостей та об'ємною питомою абразивною зносостійкістю трикомпонентного композиту при різних питомих навантаженнях

Наповнювач	X	$Y=I_0/I_k=j$			
		N_i = 20 Н	N_i = 50 Н	N_i = 105 Н	N_i = 160 Н
TiC	σ_p	0,270	0,313	0,375	0,539
	δ	0,145	0,226	0,238	0,477
	U	0,165	0,241	0,252	0,491
	σ_c	−0,238	−0,284	−0,298	−0,495
	$\tau=T_0/T_k$	0,867	0,821	0,786	0,684
Al_2O_3	σ_p	0,283	0,326	0,387	0,541
	δ	0,150	0,235	0,247	0,498
	U	0,175	0,254	0,269	0,511
	σ_c	−0,249	−0,297	−0,315	−0,513
	$\tau=T_0/T_k$	0,925	0,879	0,843	0,740

Таблиця 4

Оцінки ступенів лінійності (ξ_2) та нелінійності (ξ_1) кореляційних зв'язків (табл.3) між показниками фізико-механічних властивостей X (σ_p, δ, U, σ_c), критерієм узгодження в'язкопружних властивостей (τ) та об'ємною питомою абразивною стійкістю (j) композиту на основі ПТФЕ + ВВ + TiC при різних питомих навантаженнях (N_i) за критичним значенням коефіцієнта кореляції ($r_{кр.}$), критерієм Стьюдента (t_T) та критерієм Z_T перетворення Фішера

Критерій лінійності	X	$Y = I_0/I_K$							
		N_i, Н	20		50		105		160	
		α_i / ξ_i	0,05	0,01	0,05	0,01	0,05	0,01	0,05	0,01
$r_{кр.}$	σ_p	ξ_1 (r)	2,048	2,531	1,767	2,184	1,474	1,823	1,026	1,268
		ξ_2 (r)	0,488	0,395	0,566	0,458	0,678	0,549	0,975	0,789
	δ	ξ_1 (r)	3,813	4,714	2,447	3,024	2,323	2,872	1,159	1,433
		ξ_2 (r)	0,262	0,212	0,409	0,331	0,431	0,348	0,863	0,698
	U	ξ_1 (r)	3,351	4,142	2,294	2,836	2,194	2,712	1,126	1,392
		ξ_2 (r)	0,298	0,241	0,436	0,353	0,456	0,369	0,888	0,718
	σ_c	ξ_1 (r)	2,323	2,872	1,947	2,407	1,855	2,294	1,117	1,381
		ξ_2 (r)	0,431	0,348	0,514	0,416	0,539	0,436	0,895	0,724
	τ	ξ_1 (r)	0,638	0,788	0,673	0,833	0,703	0,870	0,808	0,999
		ξ_2 (r)	1,568	1,269	1,485	1,201	1,422	1,150	1,237	1,001
t_T	σ_p	ξ_1 (t)	2,367	3,340	2,014	2,842	1,640	2,315	1,037	1,464
		ξ_2 (t)	0,423	0,299	0,497	0,352	0,610	0,432	0,964	0,683
	δ	ξ_1 (t)	4,528	6,390	2,860	4,037	2,708	3,822	1,223	1,726
		ξ_2 (t)	0,221	0,157	0,350	0,248	0,369	0,262	0,818	0,580
	U	ξ_1 (t)	3,967	5,598	2,672	3,771	2,548	3,596	1,177	1,662
		ξ_2 (t)	0,252	0,179	0,374	0,265	0,392	0,278	0,849	0,602
	σ_c	ξ_1 (t)	2,708	3,822	2,241	3,162	2,126	3,000	1,165	1,644
		ξ_2 (t)	0,369	0,262	0,446	0,316	0,470	0,333	0,858	0,608
	τ	ξ_1 (t)	0,381	0,538	0,462	0,651	0,522	0,737	0,708	0,999
		ξ_2 (t)	2,622	1,858	2,166	1,536	1,916	1,358	1,413	1,001
Z_T	σ_p	ξ_1 (Z)	2,238	2,947	1,914	2,519	1,572	2,070	1,028	1,354
		ξ_2 (Z)	0,447	0,339	0,523	0,397	0,636	0,483	0,972	0,739
	δ	ξ_1 (Z)	4,245	5,588	2,695	3,547	2,554	3,362	1,194	1,572
		ξ_2 (Z)	0,236	0,179	0,371	0,282	0,392	0,298	0,838	0,636
	U	ξ_1 (Z)	3,723	4,900	2,522	3,319	2,407	3,169	1,153	1,518
		ξ_2 (Z)	0,269	0,204	0,397	0,301	0,416	0,316	0,867	0,659
	σ_c	ξ_1 (Z)	2,554	3,362	2,123	2,794	2,017	2,655	1,142	1,503
		ξ_2 (Z)	0,392	0,298	0,471	0,358	0,496	0,377	0,876	0,665
	τ	ξ_1 (Z)	0,469	0,618	0,534	0,703	0,584	0,769	0,741	0,975
		ξ_2 (Z)	2,131	1,619	1,871	1,422	1,712	1,300	1,350	1,025

Таблиця 5

Оцінки ступенів лінійності (ξ_2) та нелінійності (ξ_1) кореляційних зв'язків (табл.3) між показниками фізико-механічних властивостей X (σ_p, δ, U, σ_c), критерієм узгодження в'язкопружних властивостей (τ) та об'ємною питомою абразивостійкістю (j) композиту на основі ПТФЕ + ВВ + Al_2O_3 при різних питомих навантаженнях (N_i) за критичним значенням коефіцієнта кореляції ($r_{кр.}$), критерієм Стьюдента (t_T) та вкритерієм Z_T перетворення Фішера

Критерій лінійності	X	$Y = I_0/I_K$								
		N_i, Н	20		50		105		160	
		α_i / ξ_i	0,05	0,01	0,05	0,01	0,05	0,01	0,05	0,01
$r_{кр.}$	σ_p	ξ_1 (r)	1,954	2,415	1,696	2,097	1,429	1,766	1,022	1,263
		ξ_2 (r)	0,512	0,414	0,590	0,477	0,700	0,566	0,978	0,792
	δ	ξ_1 (r)	3,686	4,557	2,353	2,909	2,238	2,767	1,110	1,373
		ξ_2 (r)	0,271	0,220	0,425	0,344	0,447	0,361	0,901	0,729
	U	ξ_1 (r)	3,159	3,906	2,177	2,691	2,055	2,541	1,082	1,338
		ξ_2 (r)	0,317	0,256	0,459	0,372	0,487	0,394	0,924	0,748
	σ_c	ξ_1 (r)	2,221	2,745	1,862	2,301	1,755	2,170	1,078	1,332
		ξ_2 (r)	0,450	0,364	0,537	0,435	0,570	0,461	0,928	0,751
	τ	ξ_1 (r)	0,598	0,739	0,629	0,778	0,656	0,811	0,747	0,924
		ξ_2 (r)	1,673	1,353	1,590	1,286	1,525	1,233	1,338	1,083
t_T	σ_p	ξ_1 (t)	2,249	3,174	1,925	2,716	1,581	2,231	1,032	1,456
		ξ_2 (t)	0,445	0,315	0,520	0,368	0,632	0,448	0,969	0,687
	δ	ξ_1 (t)	4,374	6,173	2,745	3,874	2,604	3,674	1,156	1,631
		ξ_2 (t)	0,229	0,162	0,364	0,258	0,384	0,272	0,865	0,613
	U	ξ_1 (t)	3,734	5,269	2,527	3,566	2,376	3,353	1,116	1,575
		ξ_2 (t)	0,268	0,190	0,396	0,280	0,421	0,298	0,896	0,635
	σ_c	ξ_1 (t)	2,581	3,643	2,133	3,011	2,000	2,822	1,110	1,567
		ξ_2 (t)	0,387	0,275	0,469	0,332	0,500	0,354	0,901	0,638
	τ	ξ_1 (t)	0,273	0,385	0,360	0,508	0,424	0,693	0,603	0,987
		ξ_2 (t)	3,668	2,600	2,778	1,969	2,362	1,443	1,658	1,013
Z_T	σ_p	ξ_1 (Z)	2,131	2,805	1,832	2,412	1,518	1,998	1,023	1,347
		ξ_2 (Z)	0,469	0,357	0,546	0,415	0,659	0,500	0,977	0,742
	δ	ξ_1 (Z)	4,102	5,400	2,588	3,407	2,458	3,235	1,134	1,493
		ξ_2 (Z)	0,244	0,185	0,386	0,294	0,407	0,309	0,882	0,670
	U	ξ_1 (Z)	3,506	4,615	2,387	3,142	2,247	2,958	1,099	1,446
		ξ_2 (Z)	0,285	0,217	0,419	0,318	0,445	0,338	0,910	0,691
	σ_c	ξ_1 (Z)	2,437	3,208	2,024	2,665	1,901	2,502	1,094	1,439
		ξ_2 (Z)	0,410	0,312	0,494	0,375	0,526	0,400	0,915	0,695
	τ	ξ_1 (Z)	0,382	0,503	0,452	0,595	0,503	0,663	0,652	0,858
		ξ_2 (Z)	2,618	1,989	2,213	1,681	1,987	1,509	1,534	1,165

4.10. На рис. 9 і в табл. 4 та 5 показані залежності лінійності (ξ_2) та нелінійності (ξ_1) лінійних та нелінійних кореляційних зв'язків між міцністю (σ_p), відносним подовженням (δ) і граничною енергією деформування (U) під час розтягу, граничним навантаженням під час стиску (σ_c) за 15% деформації, відносним критерієм узгодження пластичних та пружних властивостей (τ) композиту на основі ПТФЕ + ВВ + TiC (рис.9а,б) та на основі ПТФЕ + ВВ + Al_2O_3 (рис.9в,г), визначених за $r_{êð.}$, t, *Z*–критеріями з рівнем значущості α = 0,05 та α = 0,01, від нормального навантаження на зразок (N_i) під час абразивного зношування по новому сліду. Як видно з рис. 9 та табл. 4 і 5, залежності ступенів лінійності $x_2(r)$, $x_2(t)$, $x_2(z)$ кореляційних зв'язків σ_p, δ, U, σ_c, τ = *f* [j (C_f,C_S)] та ступенів нелінійності $x_1(r)$, $x_1(t)$, $x_1(z)$ цих же кореляційних зв'язків від нормального навантаження на зразок (N_i) від 20 до 160 Н під час абразивного зношування полімерних композитів ПТФЕ + ВВ + TiC та ПТФЕ + ВВ + Al_2O_3 апроксимуються лінійними функціями. При цьому ступені лінійності $x_2(r)$, $x_2(t)$, $x_2(z)$ > 1 характерні лише для кореляційних зв'язків τ = *f* (j), які зменшуються під час зростання нормального навантаження на зразок (N_i) від 20 до 160 Н:

а) під час абразивного зношування полімерного композиту ПТФЕ + ВВ + TiC:

$x_2(r)$ від 1,568 до 1,237 (для α = 0,05);

від 1,269 до 1,001 (для α = 0,01);

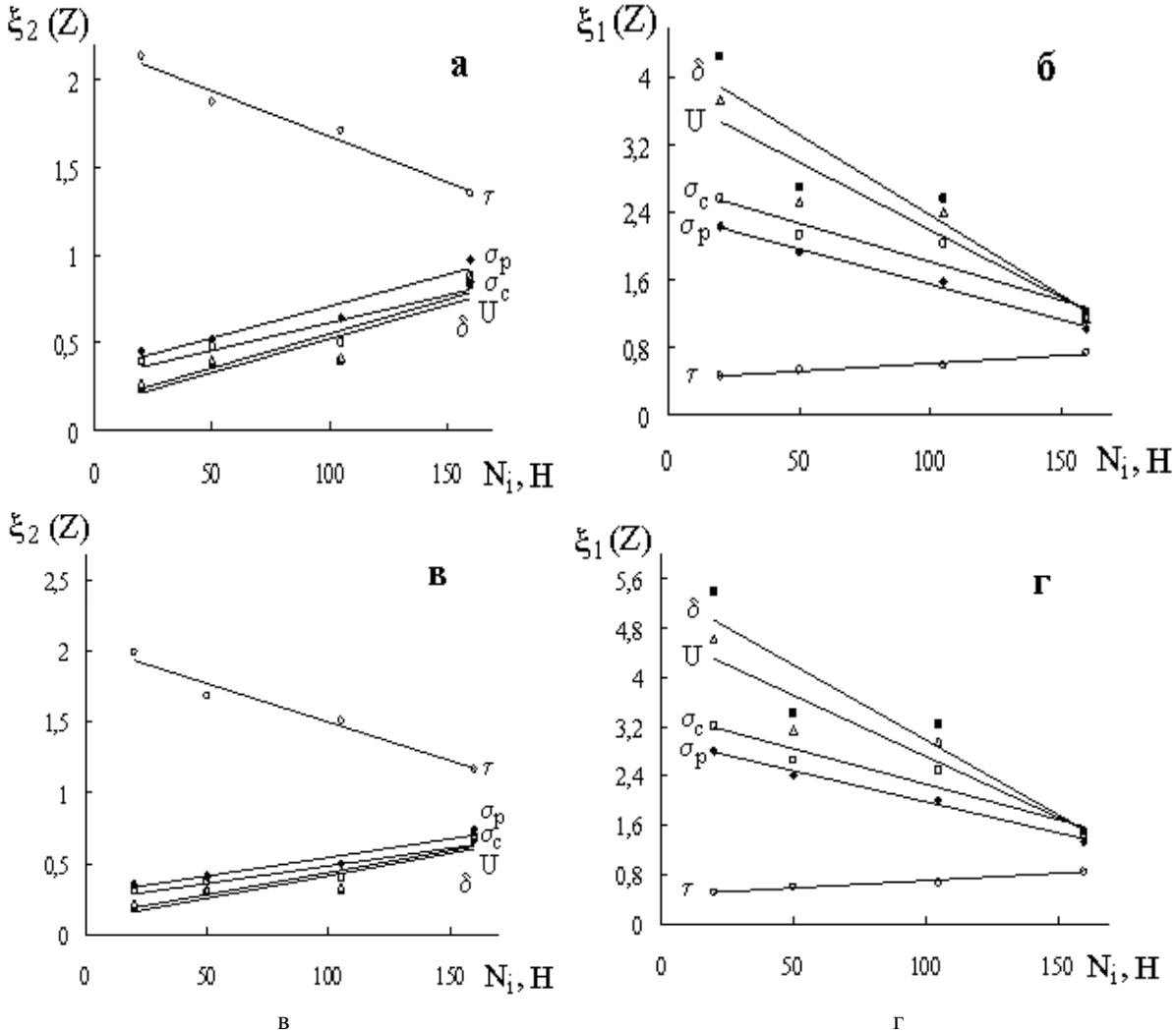


Рис. 9. Залежність ступенів лінійності $\xi_2(Z)$ (а,в) та нелінійності $\xi_1(Z)$ (б,г) лінійних кореляційних зв'язків між показниками фізико-механічних властивостей (σ_p, δ, U, σ_c), відносним критерієм узгодження пластичних та пружних властивостей (τ) композитів на основі ПТФЕ + ВВ + TiC (а,б) ПТФЕ + ВВ + Al_2O_3 (в,г) при різних питомих навантаженнях (N_i) за Z-критерієм Фішера за рівнем значущості α = 0,05

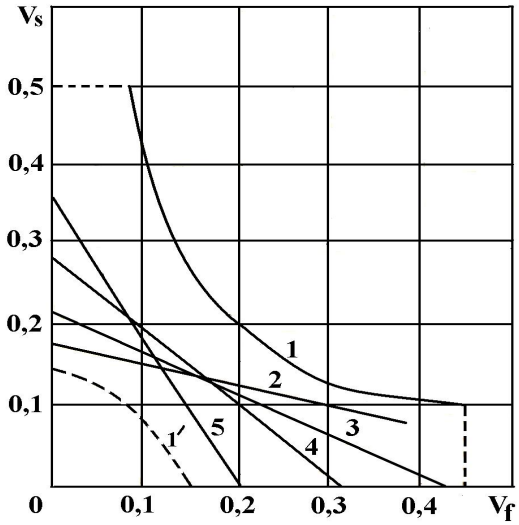


Рис. 10. Граничне співвідношення вмісту сферичних (V_S) і еліпсоїдних (V_f) частинок у полімерному композиті за критерієм узгодження (1,1′) та за відносною абразивостійкістю (2−5) при нормальному навантаженні на зразок (Н): 2 − 20; 3 − 50; 4 − 105; 5 − 160.

$x_2(t)$ від 2,622 до 1,413 (для α = 0,05);
від 1,858 до 1,001 (для α = 0,01);
$x_2(z)$ від 2,131 до 1,350 (для α = 0,05);
від 1,619 до 1,025 (для α = 0,01);

б) під час абразивного зношування полімерного композиту ПТФЕ + ВВ + Al_2O_3:

$x_2(r)$ від 1,673 до 1,338 (для α = 0,05);
від 1,353 до 1,083 (для α = 0,01);
$x_2(t)$ від 3,668 до 1,658 (для α = 0,05);
від 2,600 до 1,013 (для α = 0,01);
$x_2(z)$ від 2,618 до 1,534 (для α = 0,05);
від 1,989 до 1,165 (для α = 0,01).

Тому, між I_0/I_k і T_0/T_k існує тісний лінійний зв'язок (табл.3), причому коефіцієнт кореляції знижується із зростанням навантаження від N_i = 20 Н до N_i = 160 Н.

5. Наявність екстремуму у співвідношеннях в'язкопружних показників властивостей композиту, в залежності від вмісту наповнювачів, дозволяє оцінити ділянку граничної абразивної стійкості композиту (рис.10): всі екстремальні значення абразивостійкості знаходяться нижче і лівіше значень критерію узгодження.

6. Пропонується наступна стратегія розробки композиційного матеріалу [49,50], здатного працювати у середовищі з абразивом. З умов експлуатаційної надійності створеного матеріалу в конструкціях вузлів тертя вибирається концентрація наповнювача, який забезпечує необхідне значення показників фізико-механічних властивостей згідно (16), (24), (27), (29). За співвідношенням η/E визначають: зростає чи спадає функція $T_0/T_k \sim f(V_f,V_S)$ в залежності від вмісту наповнювачів. Значення концентрації наповнювачів, що не досягла критичних точок, характеризують зростання абразивної стійкості наповнених полімерів внаслідок виконання умов [15].

Використовуючи розроблений метод і критерій T_0/T_k, оптимізована абразивостійка композиція на основі ПТФЕ [39].

7. При розробці абразивостійкого матеріалу, якщо за умовами експлуатації вимагається більший вміст наповнювачів, який забезпечує більш високі показники фізико-механічних властивостей, але тягне за собою зниження абразивної стійкості композиту, необхідно або змінити природу наповнювачів, або використовувати матрицю іншої природи. З цією метою у матеріал полімерної матриці вводили волокнистий наповнювач у формі волокна, нитки, пасми ниток і трубочок (порожніх волокон) з утовщеннями, які виконані у формі вузлів, петель та вусиків [40].

Висновки

1.Використовуючи варіаційний метод, задання геометричної структури композиту індикаторною функцією і визначаючи його властивості пошуком екстремуму дисипативної функції − густини пружної енергії деформування, отримані математичні вирази для розрахунку модуля пружності, межі пластичності та в'язкості композиту за відповідними властивостями наповнювачів, змодельованими еліпсоїдними та сферичними частинками..

2. У математичну процедуру оптимізації складу композиту введений новий базовий критерій абразивної стійкості − параметр узгодження пластичних і пружних властивостей − відношення динамічної в'язкості до модуля пружності.

3. У математичну процедуру оцінок кореляційних зв'язків введено поняття ступенів лінійності та нелінійності лінійних та нелінійних залежностей.

4. Запропонована модель і стратегія пошуку оптимального складу трикомпонентного полімерного композиту.

Сіренко Г.О. – доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри неорганічної та фізичної хімії;
Базюк Л.В. – викладач кафедри неорганічної та фізичної хімії, магістр.
Будник А.Ф. − кандидат технічних наук, доцент, завідувач кафедри прикладного матеріалознавства та технології конструкційних матеріалів.
Шаповалов С.П. − кандидат технічних наук, доцент кафедри інформаційних технологій.

[1] А.Ф. Будник *Разработка абразивостойкого трехкомпонентного композитного материала на основе политетрафторэтилена*: Дис. … канд. техн. наук. Ін-т матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАНУ, Київ. 132с. (1993).

[2] А.Ф. Будник. *Проблемы повышения абразивостойкости полимерных материалов* / Тез. докл. науч.-техн. конф. «Применения композиционных материалов в узлах трения технологического оборудования». Хмельницький, сс. 6-7. (1986).

[3] А.Ф. Будник. *Пути повышения абразивной стойкости наполненных полимеров* / Тез. докл. III Всесоюзн. науч.-техн. конф. «Композиционные полимерные материалы − свойства, производство и применение». Москва, сс. 79. (1987).

[4] Г.А. Сиренко, Г.М. Сорокин, А.Ф. Будник. А*бразивное изнашивание наполненных полимеров в уплотнительных узлах нефтегазового и нефтехимического оборудования* / Тез. докл. 5 Всесоюзн. науч.-техн. совещания по уплотнительной технике. Сумы, сс. 43. (1988).

[5] Г.А. Сиренко, Г.М. Сорокин, А.Ф. Будник. *Антифрикционные карбопалстики для износостойких уплотнений средс абразивом*. / Тез. докл. Всесоюзн. науч.-техн. конф. «Современные проблемы триботехнологии). Николаев: сс .125−127, (1988).

[6] Г.А. Сиренко *Антифрикционные карбопластики*. Техніка, Київ. 195 с. (1985).

[7] Г.О. Сіренко *Створення антифрикційних композитних матеріалів на основі порошків термотривких полімерів та вуглецевих волокон:* Дис. доктора техн. наук. Ін-т матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАНУ, Київ. 431с. (1997).

[8] В.В. Дудукаленко, С.П. Шаповалов, А.Ф. Будник. *Выбор структуры трехфазного карбопластика для износостойких уплотнений* // Сб. науч. Трудов «Химическое машиностроение: расчет, конструирование, технология» Киев, сс. 94−100. (1992)

[9] С.П. Шаповалов, А.Ф. Будник. *Разработка новых структур износостойких композитов, применяемых в узлах трения* / Тез. докл. респуб. науч.-техн. конф. «Материалы и упрочняющие технологии-92» Курск. сс.117 (1992)

[10] В.В. Дудукаленко, Н.Н. Лысач. *О пластических свойствах материала, содержащего пластинчастые включения* // Изв. АН СССР. Сер. МТТ. №1. сс. 103−109. (1980)

[11] В.В. Дудукаленко, В.В. Мешков. *О пластичности композиционного материала, содержащего сферические включения* // Изв. АН СССР. Сер. МТТ. №5. сс. 109−112. (1983)

[12] В.М. Власов. *Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей*. Москва, сс.5. (1987)

[13] И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов. Основы расчетов на трение и износ. Машиностроение, Москва. сс.5. (1987)

[14] В.К. Крыжановский. *Износостойкие реактопласты*. Химия, Москва сс.3. (1984)

[15] А.А. Кузьмин, А.С. Тимощук. *О выборе критериев оценки герметизирущей спосопособности полимерных материалов* /Рук. деп. в НИИТЭХИМ №465 ХП-Д-81. сс. 3.

[16] Fridrich K. Wear of reinforced polymers by different abrasive counterparts // Friction and wear polymer composites. Amsterdam e.a., pp. 233-287 (1986)

[17] А.Ф. Будник, Е.И. Бондаренко. *Критерий выбора наполненных полимеров для узлов трения с абразивом*/ Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. «Обеспечение надежности узлов трения машин». Ворошиловград, сс. 79. (1988).

[18] Трение, изнашивание и смазка: Справочник. − В 2-х кн./ Под ред. И.В. Крагельского, В.В. Алисина / Авт.: В.В. Алисин, А.Я. Алябьев, А.М. Архаров и др. − Машиностроение, Москва. − Кн.1, 400с. (1978).

[19] Трение, изнашивание и смазка: Справочник. − В 2-х кн./ Под ред. И.В. Крагельского, В.В. Алисина / Авт.: В.В. Алисин, А.Я. Алябьев, А.М. Архаров и др. − Машиностроение, Москва. − Кн.2, 358с. (1979).

[20] И.В. Крагельский. Трение и износ. − 2-е изд. перераб. и доп. − Машиностроение, Москва. − 480с. (1968).

[21] Ф.П. Боуден, Д. Тейбор. *Трение и смазка твердых тел* / Пер. с англ. под ред. И.В. Крагельского. − Машиностроение, Москва. − 544с. (1968).

[22] М.М. Тененбаум. *Сопротивление абразивному изнашиванию*. − Машиностроение, Москва. − 271с. (1976).

[23] В.В. Дудукаленко, С.П. Шаповалов // Применение композиционных материалов на полимерной и металлической матрицах. Пермь, сс. 23-24. (1985).

[24] С.П. Шаповалов //Динамика и прочность машин. Харков, Вып. 41, сс. 34-38. (1985).

[25] С.Д. Волков, В.П. Ставров. *Статистическая механика композитных материалов*. Белорус. Гос. ун-т, Минск, 206с. (1978)

[26] В.В. Дудукаленко. *Оптимальное использувание собственной прочности волокон в композитах с пластической матрицей*. СФ ХПИ, Сумы,. сс. 1−10. (1990)

[27] Д.В. Соколкин, А.А. Ташкинов. *Механика деформирования т разрушения структуно неоднородных тел*. Москва, 146 с. (1984)

[28] Z. Hashin *Analysis of composite materials a survey* // Trans. ASME: J. Appl. Mech. Vol.50, №3, pp. 481-505 (1983)

[29] Z. Hashin, S. Strikman. *A variational approach to the theory of the effective magnetic permeability of multiphase materials.* J. Appl. Phys. №33, pp. 1514-1517 (1962)
[30] E.N. Kerner. *The electrical conductivity of composite materials* // Proc. Phys. Soc. N69B, pp. 802-807 (1956)
[31] В.В. Дудукаленко, В.А. Минаев. // Изв. АН СССР. Сер. ПММ. Т.34, Вып. 5, сс. 942−944. (1970)
[32] Д.Д. Ивлев. *Теория идеальной пластичности.* Наука, Москва, сс.5 (1966)
[33] В.В. Болотин // Механика полимеров. №1, сс.126-133 (1975)
[34] Л.М. Качанов. *Основы теории пластичности.* Наука, Москва, сс.5 (1969)
[35] В.М. Левин // Изв. АН СССР. Сер. МТТ. №6. сс. 137−145. (1976)
[36] Шаповалов С.П.Проектирование трехфазных композитов и исследование напряжений в елементах струтуры. Дис. канд. ф.-м. наук.Харьков. 172с. (1987).
[37] Г. Фляйшер Управление зносом и надежностью − главная задача триботехники // Теория трения, износа и проблемы стандартизации. Брянск. сс. 171−180. (1978)
[38] А. Коттрел. Прочность материалов // Механические свойства нових материалов. Мир, Москва, . сс. 7−20. (1996)
[39] А.с. 1635523 (СССР), МКИ C08J5/16; C08L27/18; C08K13/00. *Антифрикционный материал* / Г. А. Сиренко, А.Ф. Будник, Г.М. Сорокин, Л.М. Кириченко, В.И. Ящук (Украина). (1990).
[40] А.с. 1467893 (СССР), МКИ B32B3/12; D04C5/00, F16C33/12. *Антифрикционный материал* / Г. А. Сиренко, Г.М. Сорокин, А.Ф. Будник, А.М. Сиренко (Украина). (1988).
[41] Г.О. Сіренко, О.В. Шийчук. *Математичний опис процесу дроблення вуглецевих волокон для наповнення полімерів* // Композиційні полімерні матеріали, XXV (1), сс. 49-53. (2003).
[42] Г. Корн, Т. Корн. *Справочник по математике для научных работников и инженеров.* Наука, Москва. 832с. (1978).
[43] С.Л. Ахназарова, В.В. Кафаров. *Оптимизация эксперимента в химии и химической технологии.* Высш. шк., Москва. 320с. (1978).
[44] А.А. Спиридонов, Н.Г. Васильев. Планирование эксперимента: Уч. пособ. Изд. Урал. политех. ин-та, Свердловск, 150с. (1975).
[45] Л.С. Зажигаев, А.А. Кишьян, Ю.И. Романиков. *Методы планирования и обработки результатов физического эксперимента*. Атомиздат, Москва. − 232с. (1978).
[46] Дж. Бендат, А. Пирсол. *Измерение и анализ случайных процессов* /Пер. с англ. Г.В. Матушевского, В.Е. Привальского / Под ред. И.Н. Коваленко. Мир, Москва. − 408с. (1971).
[47] П. Мюллер, П. Нойман, Р. Шторм /Пер. с нем. и. предисл. В.М. Ивановой. − Финансы и статистика, Москва. − 272с. (1982).
[48] М.Н. Степнов. *Статистическая обработка результатов механических испытаний.* Машиностроение, Москва. 232с. (1972).
[49] Г.А. Сиренко, А.Ф. Будник. *Стратегия создания абразивостойкого композиционного материала, смоделированного сферическими и эллипсоидными частицами* // Сб. науч. трудов «Управление триботехническими и прочностными свойствами механических систем. Киев, сс. 20−26. (1990)
[50] Г.А. Сирено, С.П. Шаповалов, А.Ф. Будник. *Управление физико-химическими характеристиками композитних материалов с целью повышения износостойкости* / Тез. докл. науч.-техн. конф. «Качество и надежность узлов трения». Хмельницкий, сс. 88. (1992)

H.A. Sirenko[1], L.V. Bazuyk[1], A.F. Budnyk[2], S.P. Shapovalov[2]

Optimization of Polymer Composites Filled With Spherical and Ellipsoidal Particles, by the Theoretical Criterion for Harmonization of the Elastic and Plastic Properties

[1]*Vasyl Stefanyk' Precarpathian National University, 57, Shevchenko Str., Ivano-Frankivsk, 76000, Ukraine*
[2]*Sumsky National University 2, Rimsky-Korsikov Str., Sumi, 40007, Ukraine*

The model of antiabrasive composite material on the basis polymers fill with spherical and ellipsoidal particles. The description of the strategically creation of antiabrasive composite materials on the basis of powders of polytetrafluorethylene, carbon fibers and titanium carbide and aluminum oxide have been found. The ellipsoidal model particles of carbon fibers and the spherical model particles of titanium carbide and aluminum oxide has been used for the calculations. The new criterion of optimization parameter of mething plastic and elastic properties of a composite which were calculated on the basis of initial ingredients were introduced. Fig 10. Tabl. 5, Litr.50.