
ТРИБОПОВЕРХНЕВІ ЯВИЩА

УДК 621.891+621.89+621.567; 539.62

Л.М. Солтис, Г.О. Сіренко, Л.Я. Мідак

Вплив орієнтації волокнистих наповнювачів полімерного композиту на зношування та параметри мікрощорсткості поверхонь тертя

*Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника,
вул. Шевченка, 57, м. Івано-Франківськ, 76025, Україна*

Досліджено вплив схем армування волокнистими вуглецевими матеріалами полімерних композитів та схем контактування зразків таких композитів з поверхнею металевого контртіла на інтенсивність зношування пари тертя та на зміну параметрів мікрощорсткості металевої поверхні. Показано, що топографія поверхні металевого контртіла змінюється в процесі тертя карбопластиків з орієнтованими волокнами, але розподіл висот та кривин вершин мікронерівностей поверхні тертя значно віддалений від гауссовського розподілу і наближений до релєєвського.

Ключові слова: карбонові волокна, шорсткість, інтенсивність зношування, ізотропна поверхня, тертя, композиційний полімерний матеріал, спектральна щільність, металеве контртіло, кривина поверхні, розподіл Гаусса.

L.M. Soltys, H.O. Sirenko, L.Ya. Midak

The Influence of Orientation of Fibrous Fillers of Polymer Composite on the Wear and Microroughness Parameters of Friction Surfaces

*Vasyl Stefanyk' Precarpathian National University,
57, Shevchenko Str., Ivano-Frankivsk, 76025, Ukraine*

The influence of schemes reinforcing by fibrous carbon materials of polymer composites and schemes contacting of samples of these composites with the surface of metal counterface on the intensity of wear of friction pair and on the changing of microroughness parameters of metal surface have been researched. It has been shown that the topography of metal counterface surface changes in friction carbon plastics with oriented fibers, but the allocation of heights and curvatures of microroughness peaks of friction surface far removed from the Gaussian allocation and close to Rayleigh allocation.

Key words: carbon fibers, roughness, intensity of wear, isotropic surface, friction, composite polymer material, spectral density, metal counterface, curvature of surface, Gaussian allocation.

Стаття постуила до редакції 21.01.2011; прийнята до друку 25.02.2011.

Вступ

1. Схеми армування шаруватих композитів та їх контактування зі спряженими поверхнями.

1.1. Для шаруватих композитів необхідне введення чотирьох літер: перша і друга літери позначають орієнтацію шару волокон відносно

поверхні тертя і вектора швидкості відповідно; третя і четверта – орієнтацію волокна шару відносно поверхні тертя і вектора швидкості відповідно [1, 2].

Так, сполучення індексів **RRRR** характеризує схему армування композиту з короткими волокнами, які хаотично розташовані в просторі. Такий композит можна виготовити, якщо до

зразка не прикладати спрямоване зусилля формування [1, 2].

1.2. Шаруваті композити з хаотичним розташуванням коротких або довгих волокон у шарі можна виготовити також при спрямованому зусиллі формування відносно шарів. Наприклад, при пресуванні композицій короткі волокна розташовуються хаотично в шарі, який перпендикулярний зусиллю пресування. Такі схеми реалізуються при армуванні матриці вуглецевим або синтетичним папером.

Для таких композитів можливі три схеми армування (тут літера **R** вказує на випадковий кут нахилу волокон відносно поверхні тертя і вектора швидкості) [1, 2]:

LLLR – шари волокон спрямовані паралельно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**), а самі волокна шару – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і не мають певної спрямованості до вектора швидкості (**R**);

NNRR – шари волокон спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**N**), а самі волокна хаотично розташовані відносно поверхні тертя (**R**) і вектора швидкості (**R**);

NLRR – шари волокон спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і паралельно вектору швидкості (**L**), але самі волокна не мають певної орієнтації відносно поверхні тертя (**R**) і вектора швидкості (**R**).

1.3. Для односпрямованих шаруватих композитів, які виготовляють із стрічок, можливі такі схеми армування [1, 2]:

LLLL – шари волокон стрічки спрямовані паралельно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**), а самі волокна – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**);

LLLT – шари волокон стрічки спрямовані паралельно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**), а самі волокна – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і прямовисно вектору швидкості (**T**);

NLLL – шари волокон стрічки спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і паралельно вектору швидкості (**L**), а самі волокна – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**);

NNLT – шари волокон стрічки спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**N**), а самі волокна – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і прямовисно вектору швидкості (**T**);

NNNN – шари волокон стрічки спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**N**), а самі волокна – прямовисно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**N**);

NLNN – шари волокон стрічки спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і паралельно вектору швидкості (**L**), а самі волокна –

прямовисно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**N**).

1.4. Для шаруватих композитів на тканинній основі (текстолітів) необхідно введення шести літер для позначення схем армування: перша і друга літери позначають орієнтацію шару тканини відносно поверхні тертя і вектора швидкості відповідно; третя і четверта літери – орієнтацію волокон основи тканини відносно поверхні тертя і вектора швидкості відповідно; п'ята і шоста літери – орієнтацію волокон підткання відносно поверхні тертя і вектора швидкості відповідно. Таким чином, позначення схем армування для текстолітів читаються так [1, 2]:

NNLT(NT) – шари тканини спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**N**), волокна основи тканини – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і прямовисно вектору швидкості (**T**), а волокна підткання – прямовисно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**T**);

NLLL(NT) – шари тканини спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і паралельно вектору швидкості (**L**), волокна основи тканини – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**), а волокна підткання – прямовисно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**T**);

NNNN(LT) – шари тканини спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**N**), волокна основи тканини – прямовисно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**N**), а волокна підткання – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і прямовисно вектору швидкості (**T**);

NLNN(LL) – шари тканини спрямовані перпендикулярно поверхні тертя (**N**) і паралельно вектору швидкості (**L**), волокна основи тканини – прямовисно поверхні тертя (**N**) і вектору швидкості (**N**), а волокна підткання – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**);

LLLT(LL) – шари тканини спрямовані паралельно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**), волокна основи тканини – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і прямовисно вектору швидкості (**T**), а волокна підткання – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**);

LLLL(LT) – шари тканини спрямовані паралельно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**), волокна основи тканини – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і вектору швидкості (**L**), а волокна підткання – рівнобіжно поверхні тертя (**L**) і прямовисно вектору швидкості (**T**).

2. Зв'язок інтенсивності зношування з механічними властивостями композиту [1–13].

За результатами, отриманими в [11], при пошуку узагальненого зв'язку питомої об'ємної інтенсивності зношування з механічними

властивостями односпрямованих карбопластиків на основі ПТФЕ, епоксидної і епоксифенольної матриць, які містять вуглецеві (ВВ), скляні (СВ), з нержавіючої сталі та ароматичного поліаміду волокна, знайдено, що тільки між логарифмом питомої об'ємної інтенсивності зношування $\lg I$ ($\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$) і логарифмом модуля пружності композиту $\lg E_k$ (ГПа) існує лінійний зв'язок (коефіцієнт кореляції $r_{1,2} = -0,781$ при критичному значенні коефіцієнта кореляції $r_{кр} = 0,303$, ступені вільностей $f = 42$ і рівня значущості $\alpha = 0,05$):

$$\lg I = 0,404 - 2,966 \lg E_k. \quad (1)$$

Аналогічно за результатами [3] такий зв'язок знайдено для композиту з вуглецевими волокнами і орієнтацією волокон $0-90^\circ$ у площині **LOT**. Менш міцний лінійний зв'язок ($r_{1,2} = -0,65$; $r_{кр} [\alpha = 0,05; f = 31] = 0,345$) існує між логарифмом питомої об'ємної інтенсивності зношування і міцністю при міжшаровому зсуві τ_k (МПа) односпрямованого композиту, армованому лише ВВ:

$$\lg I = -5,779 - 6,49 \cdot 10^{-3} \tau_k. \quad (2)$$

Із збільшенням модуля пружності і міцності при міжшаровому зсуві зносостійкість зростає.

3. Зв'язок механічних властивостей композиту і армуючих вуглецевих волокон [1, 2, 4, 5, 9, 10, 13–17].

За результатами [1, 2, 4, 5, 9, 10, 13–17] знайдено, що спостерігається лінійна залежність міцнісних і пружних властивостей односпрямованого епоксикарбопластика композита σ_k , E_k , τ_k від властивостей армуючих вуглецевих волокон σ_B , E_B (табл. 1). Як видно з табл. 1, із збільшенням міцності σ_B і модуля пружності E_B вуглецевих волокон збільшуються міцності при розтягуванні σ_{pk} , стиску σ_{ck} , згині σ_{zk} і міжшаровому зсуві τ_k та

модулі пружності при розтягуванні E_{pk} , стиску E_{ck} і згині E_{zk} композиту. Із збільшенням модуля пружності ВВ E_B зменшується міцність при міжшаровому зсуві композиту τ_k , що пов'язано з поверхневими властивостями ВВ і їх адгезією до полімерної матриці. Між пружними властивостями ВВ і композиту існує більш тісний лінійний зв'язок, ніж між їх міцнісними властивостями (табл. 1).

Як правило, висока міцність і модуль пружності ВВ у композиті на основі поліетрафторетиленової матриці (ПТФЕ) не реалізуються. Для ПТФЕ-карбопластиків не знайдено міцного кореляційного зв'язку між фізико-механічними властивостями волокон і композитів. Але разом з тим можна зауважити, що із збільшенням модуля пружності ВВ, які термооброблені при 1120-2770 К і мають $\sigma_B = 1,2-2,9$ ГПа і $E_B = 185-385$ ГПа, модуль пружності при згині композитів на їх основі знижується, а із збільшенням міцності ВВ, які термооброблені при 1770-2270 К, міцність при згині ПТФЕ-композитів зростає. Більш тісний зв'язок існує між кінцевою температурою термообробки вуглецевих волокон і фізико-механічними властивостями композиту: модуль і міцність ПТФЕ-карбопластику при згині знижується із збільшенням T_k волокна. Це пояснюється тим, що для частиннографітованих високоміцних вуглецевих волокон типу НТ реалізується більш сильний адгезійний зв'язок між волокном і матрицею, ніж для графітованих високомодульних волокон типу НМ. Тому перші композити виявляють більш високі значення відносного подовження при розриві, але для обох типів волокон цей показник нижчий, ніж для ненаповненого ПТФЕ.

Таблиця 1

Кореляція властивостей епоксикарбопластика і армуючих ВВ (за результатами [1, 2, 4, 5, 9, 10, 13–17])

Зв'язок	Коефіцієнт кореляції $r_{1,2}$			Рівняння зв'язку
	розрахунковий	критичний при $\alpha = 0,05$	число ступенів вільності f	
$\sigma_{pk} \sim \sigma_B$	0,809	0,277	49	$\sigma_{pk} = -0,497 + 0,754 \sigma_B$
$E_{pk} \sim E_B$	0,958	0,273	50	$E_{pk} = 12,99 + 0,481 E_B$
$\sigma_{ck} \sim \sigma_B$	0,668	0,356	29	$\sigma_{ck} = 0,025 + 0,273 \sigma_B$
$E_{ck} \sim E_B$	0,923	0,393	24	$E_{ck} = 10,17 + 0,487 E_B$
$\sigma_{zk} \sim \sigma_B$	0,811	0,277	49	$\sigma_{zk} = -0,147 + 0,55 \sigma_B$
$E_{zk} \sim E_B$	0,832	0,256	59	$E_{zk} = 33,581 + 0,381 E_B$
$\tau_k \sim \sigma_B$	0,440	0,252	61	$\tau_k = 4,56 + 22,76 \sigma_B$
$\tau_k \sim E_B$	-0,366	0,277	49	$\tau_k = 79,88 - 0,078 E_B$

У табл. 1: σ_{pk} , σ_B , σ_{ck} , σ_{zk} , E_{pk} , E_B , E_{ck} , E_{zk} в [ГПа]; τ_k в [МПа].

Для термотривких матриць з будь-яким типом ВВ або низькомодульних волокон низької або середньої міцності і будь-якої полімерної матриці ці закономірності можуть бути іншими. Так, за результатами, отриманими у [18–20], логарифм питомої об'ємної інтенсивності зношування композиту на основі ароматичного поліаміду і ВВ з довжиною $l_B=25-250$ мкм лінійно зменшується із збільшенням логарифму модуля пружності вуглецевих волокон, при цьому коефіцієнт кореляції між $\lg I$ ($\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$) і $\lg E_B$ (ГПа) дорівнює $r_{1,2}=0,962$ ($r_{кр} [\alpha=0,05; f=13] = 0,514$), а рівняння зв'язку має вигляд:

$$\lg I = -4,645 - 0,614 \lg E_B. \quad (3)$$

де I в $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$; E_B в ГПа. Таким чином, визначальними у фрикційних властивостях композиту є властивості вуглецевих волокон.

Мета даної роботи полягала в дослідженні впливу схем армування полімерних композитів волокнистими вуглецевими матеріалами різної текстильної форми та схем контактування зразків таких композитів з поверхнею металевого контртіла на інтенсивність зношування пари тертя та на зміну параметрів мікрошорсткості металеві поверхні зі сталі 45 – щільності ймовірностей розподілу висот вершин та середньої кривини у вершинах мікронерівностей – під час тертя та зношування.

I. Експериментальна частина

1. Матеріали.

Для оцінки впливу орієнтації наповнювача відносно площини ковзання, вектора швидкості та його текстильної форми на інтенсивність зношування і коефіцієнт тертя досліджені карбопластики, які армовані волокнистим (С-50), стрічковим (НВМ-55) та тканинним (Т-1/0) наповнювачами. Композит С-50 був виготовлений на основі епоксидної смоли + 50% низькомодульного волокна грален (LM) з хаотичним розташуванням у напрямку X і Y; композит НВМ-55 – на основі епоксидної + фенолформальдегідної смол (1:1) + 55% графітованої стрічки ЛУ-2 з високоміцними волокнами (НТ); композит Т-1/0 – на основі епоксидної смоли + 60% тканини УУТ-2 з волокнами середньої міцності (МТ).

2. Методика дослідження триботехнічних властивостей на машині тертя ХТІ-72 [20].

2.1. Полімерні зразки у вигляді паралелепіпедів з площиною контактної поверхні 10×10 мм і висотою 15 мм після токарної обробки та фрезерування, послідовно припрацьовували на шліфувальній шкурці та металевому контртілі до досягнення приблизно 100% площі контакту. Металеве контртіло шліфували, а потім обробляли на шліфувальній шкурці у випадкових напрямках (для того, щоб отримати поверхню, яка

була б близькою до ізотропної). Після припрацювання полімерних зразків металеве контртіло знову припрацьовували на шліфувальній шкурці.

2.2. Перша серія випробувань.

Дослідження проводили за схемою [I-5] [20] при швидкості ковзання $V=0,54$ м/с, питомому навантаженні $P=2$ МПа по сталі 45 (НВ 4,35 ГПа; середнє арифметичне відхилення профілю вихідної поверхні $Ra_0=0,35$ мкм) на шляху тертя $S_1=0 \dots 100$ км (С-50; Т-1/0) та $S_2=0 \dots 500$ км (НВМ-55). Температура спряженої поверхні підтримувалась в межах $T=373 \pm 2$ К протічною водою, яка нагніталася через порожнину металевого контртіла за допомогою авторегулюючого термостату. Температура металеві поверхні контртіла визначалася термопарою ХК на відстані $\sim 0,5-1$ мм від поверхні у ділянці сліду тертя (сигнал від термопари ХК записували на ленту потенціометра КСП-4).

2.3. Друга серія випробувань.

Дослідження проводили за схемою [I-5] [20] при швидкості ковзання $V=0,84$ м/с, питомому навантаженні $P=2$ МПа по сталі 45 (НВ 4,7 ГПа; $Ra_0=0,22$ мкм) без мащення на шляху тертя $S=0 \dots 400$ км. Температура спряженої поверхні підтримувалась в межах $T_1=373 \pm 2$ К та $T_2=418 \pm 2$ К протічною водою, яка нагніталася через порожнину металевого контртіла за допомогою авторегулюючого термостату. Температура металеві поверхні контртіла визначалася термопарою ХК на відстані $\sim 0,5-1$ мм від поверхні у ділянці сліду тертя (сигнал від термопари ХК записували на ленту потенціометра КСП-4).

3. Методика експериментального дослідження мікрошорсткості поверхонь тертя.

Профілограми мікрошорсткості знімали за допомогою профілометра-профілографа ВЭИ «Калибр» моделі «201» і моделі «252». Для одного напрямку знімали 50-60 базових довжин профілограм для металевого контртіла і 10-15 базових довжин профілограм для полімерного зразка. Для ізотропної поверхні профілограму знімали під кутом $\sim 45^\circ$ до напрямку ковзання. Ділянки зйомки поверхні були рівнорозподілені за слідом тертя. Статистичні характеристики різних ділянок поверхні були однаковими в статистичному розумінні.

Профілограми оброблялися за методом [21]: знаходили середньоарифметичне відхилення профіля поверхні R_a , щільність нулів D_0 і щільність екстремумів D_{extr} . Виміряна R_a і розрахована за профілограмами D_0 (для моделі «252» D_0 виміряна) були статистично рівні.

Великий об'єм виборки і рівномірний розподіл її по поверхні забезпечили рівень вмісту довгохвильових компонентів спектру, і, таким чином, показність моментів спектральної щільності. Границя дрібномасштабних мікронерівностей у ділянці малих довжин хвиль

спектру була обмежена величиною, яка не перебільшувала у 2-3 рази похибку вимірювань. Параметр широкосмугаєності α був більше 1,8, тобто тієї величини, яка характерна для «білого шуму». Розглянута ізотропна модель шорсткої поверхні.

II. Результати та обговорення

1. Залежність антифрикційних властивостей карбопластиків від орієнтації волокон, стрічок і тканин наповнювачів.

Властивості карбоволокнисту С-50 досліджені для двох напрямків армування NNRR, LLRR; волокнисту НВМ-55 для чотирьох – LLLL, NLNN, NNNN, LLLT; карботекстоліту Т-1/10 – для шерсті: NNLT(NN), NNNN(LT), NLNN(LL), NLLL(NN), LLLL(LT), LLLT(LL).

У табл. 2 приведені результати питомої об'ємної інтенсивності зношування карбопластика і спряженої поверхні за першою серією випробувань. Як видно з табл. 2, анізотропія властивостей композиту дуже помітно проявляється для всіх досліджених матеріалів. У табл. 2: вихідне органічне волокно: ГЦ – з гідратцелюлози; ПАН – з поліакрилонітрилу; вуглецеве волокно: LM – низького модуля; НТ – високої міцності; МТ – середньої міцності.

1.1. Інтенсивність зношування карбоволокнисту С-50 у LLRR напрямку менша, ніж у напрямку NNRR:

$$\begin{aligned} \text{LLRR} < \text{NNRR} \\ 39 < 88, \end{aligned} \quad (4)$$

Така ж залежність спостерігається при зношуванні металевої спряженої поверхні:

$$\begin{aligned} \text{LLRR} < \text{NNRR} \\ 160 < 230. \end{aligned} \quad (5)$$

Головним фактором, який впливає на знос, є орієнтація шарів відносно площини ковзання. Питомий об'ємний знос карбопластику С-50 лінійно змінюється з шляхом тертя.

У мінорантних рядах (4) – (12) під орієнтаційними позначеннями приведені цифри інтенсивності зношування I , $\times 10^{-7}$ мм³/Н·м (для композиту) та I , $\times 10^{-11}$ мм³/Н·м (для металевого контртіла).

1.2. У карбоволокнисту НВМ-55 однозначної залежності інтенсивності зношування від орієнтації шарів не виявлено. У початковий період тертя переважним напрямком, який забезпечує мінімальний знос, є напрямком NNNN, однак після 200 км більшу зносостійкість мають зразки, які армовані в NLNN напрямку. Орієнтаційні співвідношення за інтенсивністю зношування (табл. 2)

Таблиця 2

Питома об'ємна інтенсивність зношування карбопластика і спряженої поверхні

Пластик: полімерна матриця	Вуглецевий волокнистий матеріал			Напря армування	Питома об'ємна інтенсивність зношування, мм ³ /Н·м	
	марка	текстильна форма	кінцева температура термо- обробки, К		карбо- пластика ($\times 10^{-7}$)	металевого контртіла ($\times 10^{-11}$)
1. Карбоволокніт: епоксидна смола	грален	волокно;	1973	LLRR	39	160
2. Карбоволокніт: епоксидна смола	грален	ГЦ; LM	1973	NNRR	88	230
3. Карбоволокніт: епоксидна+фенол- формальдегідна смоли (1:1)	ЛУ-2	стрічка; ПАН; НТ	2673	LLLL	8,1	1,1
4. Так само	ЛУ-2	так само	2673	LLLT	7,6	0,5
5. Так само	ЛУ-2	так само	2673	NNNN	6,5	5,1
6. Так само	ЛУ-2	так само	2673	NLNN	5,3	3,6
7. Карботекстоліт: епоксидна смола	УУТ-2	тканина;	1123	LLLL(LT)	41	11
8. Так само	УУТ-2	ГЦ; МТ	1123	LLLT(LL)	38	9
9. Так само	УУТ-2	так само	1123	NNNN(LT)	51	37
10. Так само	УУТ-2	так само	1123	NLNN(LL)	74	68
11. Так само	УУТ-2	так само	1123	NNLT(NN)	76	97
12. Так само	УУТ-2	так само	1123	NLLL(NN)	45	13

виглядають так (у ряду зліва направо інтенсивність зношування зростає):

• **композит:**

$$\text{NLNN} < \text{NNNN} < \text{LLLT} < \text{LLLL} \\ 5,3 < 6,5 < 7,6 < 8,1; \quad (6)$$

• **спряжена металева поверхня:**

$$\text{LLLT} < \text{LLLL} < \text{NLNN} < \text{NNNN} \\ 0,5 < 1,1 < 3,6 < 5,1. \quad (7)$$

Коефіцієнт тертя при цьому змінюється аналогічно: бувши мінімальним на початку шляху тертя для напрямку армування **NNNN**, після 200 км він збільшується і поступається місцем напрямку **NLNN**. Орієнтаційне співвідношення за коефіцієнтом тертя виглядає так (у ряду зліва направо коефіцієнт тертя зростає):

• **0-200 км:**

$$\text{NNNN} < \text{NLNN} < \text{LLLT} < \text{LLLL}; \quad (8)$$

• **200-450 км:**

$$\text{NLNN} < \text{LLLL} < \text{LLLT} < \text{NNNN}. \quad (9)$$

1.3. Для карботекстоліту Т-1/10 мінімальний знос забезпечується для випадку **LLLL(LT)**, коли шари та волокна основи в шарі паралельні площині ковзання і вектору швидкості. Знос карботекстоліту збільшується при зміні орієнтації шарів тканини від паралельного до перпендикулярного. Напрямок армування помітно впливає на коефіцієнт тертя карботекстоліту в період припрацювання, а в сталому режимі тертя різниці невеликі. Орієнтаційні співвідношення для карботекстоліту і шляху тертя 100 км виглядають так:

• за коефіцієнтом тертя (у ряду зліва направо величина коефіцієнта зростає):

$$\text{LLLL(LT)} < \text{LLLT(LL)} < \text{NLLL(NN)} < \\ < \text{NNNN(LT)} < \text{NNLT(NN)} < \text{NLNN(LL)}; \quad (10)$$

• за інтенсивністю зношування карботекстоліту (у ряду зліва направо інтенсивність зношування зростає):

$$\text{LLLT(LL)} < \text{LLLL(LT)} < \text{NLLL(NN)} < \\ < \text{NNNN(LT)} < \text{NLNN(LL)} < \text{NNLT(NN)} \\ 38 < 41 < 45 < 51 < 74 < 76; \quad (11)$$

• за інтенсивністю зношування поверхні металевого контргіла (у ряду зліва направо інтенсивність зношування зростає):

$$\text{LLLT(LL)} < \text{LLLL(LT)} < \text{NLLL(NN)} < \\ < \text{NNNN(LT)} < \text{NLNN(LL)} < \text{NNLT(NN)} \\ 9 < 11 < 13 < 37 < 68 < 97. \quad (12)$$

Узагальнений висновок можна зробити за впливом **T_k** вуглецевого матеріалу на зношування карбопластиків [збільшення **T_k** зменшує зношування:

I□ (1123 K) > I□□ (1973 K) > I□□□ (2673 K) і впливом структури наповнювача (зношування зменшується від волокон хаотичної до тканної і спрямованої орієнтації).

Проведені дослідження показали, що зношування карбопластиків значно залежить не тільки від орієнтації шарів тканини відносно поверхні тертя, але і від орієнтації шарів відносно вектора швидкості, а також орієнтації волокон основи та підткання відносно поверхні тертя і вектора швидкості. У зв'язку з цим було цікаво виявити внесок в анізотропію антифрикційних властивостей карботекстолітів орієнтації кожного елемента структури: шарів тканини, волокон основи, волокон підткання. При обробці результатів експериментів був складений неоптимальний (табл. 3) план і отримані наближені рівняння інтенсивності зношування карботекстоліту.

1.4. Досліджували карботекстоліт на основі епоксидної смоли + 60% вуглецевої тканини УУТ-2 (**T_k**=1120 K). Результати експерименту обробляли по методу напівблочних планів першого порядку. Рівняння інтенсивності зношування ($\times 10^{-6}$ мм³/Н·м) має вигляд:

$$I = 6,45 + 2,813X_1 - 1,713X_2 + 2,097X_3 + \\ + 2,623X_4 - 1,977X_5 - 1,633X_6. \quad (13)$$

Ранжування факторів за методом випадкового балансу і рівнях значущості дозволило отримати таку нерівність:

$$X_1 > X_4 > X_3 > X_6 > X_2 > X_5. \quad (14)$$

Таким чином, встановлено, що визначальний вплив на зношування карботекстоліту мають два фактори: орієнтація шарів тканини відносно площини ковзання і орієнтація волокон основи відносно площини ковзання і вектора швидкості.

1.5. За планом (табл. 3) досліджено також вплив напрямку шарів вуглецевої тканини і волокон на антифрикційні властивості карботекстоліту на основі алюмофенілсилоксанової + епоксидної смол + 60% графітованої тканини ТГН-2м типу LM (**T_k**=2670 K) із гідратцелюлози з низькомодульними волокнами при терті по титановому стопу ПТ-3В (**R_{a0}**=0,24 мкм) у модельній океанській воді [склад (г/л): 26,518 NaCl + 2,447 MgCl₂·6H₂O + 6,765 MgSO₄·xH₂O + 2,252 CaCl₂·6H₂O + 0,725KCl + 0,202NaHCO₃ + 0,083NaBr] при **P**=2 МПа; **V**=0,3 м/с; **T**=306±2 K; **S**=10 км. При цьому значення критеріїв гідродинамічних ефектів склали **S_h**=7,6·10⁻¹⁵ м²; **S_m**=1,7·10⁻⁸; **S_ε**=1,9·10⁻⁵ Н [22].

Коефіцієнт тертя карботекстоліту для різних схем випробувань змінюється від 0,13 до 0,27, середнє квадратичне відхилення профілю поверхні **R_q** стопу ПТ-3В у кінці тертя – від 0,75 до 1,87 мкм. При введенні у карботекстоліт порошка ПТФЕ коефіцієнт тертя мало залежав від розташування шарів тканини та волокон і дорівнював 0,21-0,23, а середнє квадратичне відхилення профілю поверхні (**R_q**=0,19–0,28 мкм) стопу ПТ-3В у кінці тертя наближалось до вихідного (**R_q**=0,30 мкм).

Схема випробувань карботекстоліту*

Номер точки плану	Фактор і рівень						Позначення на схемі випробувань
	T/F	T/V	O/F	O/V	П/F	П/V	
	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₅	X ₆	
1	+1	-1	+1	+1	-1	-1	NLNN(LL)
2	+1	+1	+1	+1	-1	+1	NNNN(LT)
3	+1	-1	-1	-1	+1	+1	NLLL(NN)
4	+1	+1	-1	+1	+1	+1	NNLT(NN)
5	-1	-1	-1	-1	-1	+1	LLLL(LT)
6	-1	-1	-1	+1	-1	-1	LLLT(LL)

* Умовні позначення: **T** – тканина; **O** – основа; **П** – підткання; (+1) – перпендикулярний, (-1) – паралельний напрямку армування; **F** – площина тертя; **V** – вектор швидкості ковзання.

Обробка експериментальних даних дозволила отримати рівняння інтенсивності зношування ($\times 10^{-6}$ мм³/Н·м):

• для вихідного карботекстоліту (без домішок):

$$I_1 = 11,967 - 1,269X_1 - 1,473X_2 - 3,314X_3 - 5,225X_4 + 2,045X_5 + 3,753X_6; \quad (15)$$

$$I_2 = 8,633 - 1,865X_1 - 1,366X_2 - 3,07X_3 - 4,254X_4 + 1,205X_5 + 2,89X_6; \quad (16)$$

• для карботекстоліту з домішкою 14% порошку ПТФЕ:

$$I_1 = 18,590 - 1,477X_1 - 2,277X_2 + 0,285X_3 + 1,167X_4 - 1,767X_5 - 3,443X_6; \quad (17)$$

$$I_2 = 10,077 - 0,261X_1 - 0,527X_2 - 0,028X_3 + 0,275X_4 - 0,234X_5 - 0,801X_6; \quad (18)$$

де інтенсивність зношування відповідає шляху тертя I_1 (S=0-5 км); I_2 (S=5-10 км).

Для карботекстоліту величина лінійних ефектів складає максимум 50% і мінімум 11% від середнього ефекту. Для карботекстоліту з домішкою 14% порошку ПТФЕ величина лінійних ефектів складає максимум 18% і мінімум 0,3% від середнього ефекту. Таким чином, введення порошку ПТФЕ в карботекстоліт зменшує вплив орієнтації шарів тканини і волокон на процеси зношування карботекстоліту.

Ранжування факторів за методом випадкового балансу і рівнях значущості дозволило отримати такі нерівності за інтенсивністю зношування (у ряду зліва направо інтенсивність зношування зменшується):

• для вихідного карботекстоліту (без домішок):

$$I_1: X_4 > X_6 > X_3 > X_5 > X_2 > X_1; \quad (19)$$

$$I_2: X_4 > X_3 > X_6 > X_1 > X_2 > X_5; \quad (20)$$

• для карботекстоліту з домішкою 14% порошку ПТФЕ:

$$I_1: X_6 > X_2 > X_5 > X_1 > X_4 > X_3; \quad (21)$$

$$I_2: X_6 > X_2 > X_4 > X_1 > X_5 > X_3; \quad (22)$$

Для вихідного карботекстоліту максимальний вплив на інтенсивність зношування надає орієнтація волокон основи відносно напрямку ковзання, потім – орієнтація волокон основи відносно поверхні тертя, а мінімальний – орієнтація шарів тканини. При введенні порошку ПТФЕ в карботекстоліт вплив орієнтації тканини відносно напрямку ковзання збільшується.

При переході від паралельного до перпендикулярного напрямку волокон основи і шарів тканини і, навпаки, від перпендикулярного до паралельного напрямку волокон підткання відносно поверхні тертя і напрямку ковзання знос зменшується. При терті карботекстоліту з домішкою порошку ПТФЕ для напрямку шарів тканини ця закономірність зберігається, а для орієнтації волокон змінюється.

2. Дослідження топографії поверхні металевого контртіла в процесі тертя карбопластиків з орієнтованими волокнами.

Досліджували зміну розподілу щільності ймовірностей висот вершин $p(\epsilon_1 \square)$ і середньої кривини у вершинах мікронерівностей $H(\epsilon_1 \square)$ сталевій поверхні на шляху тертя 0...400 км до і після тертя та зношування без мащення карбопластика [на основі епоксидної + фенолформальдегідної смол та вуглецевої стрічки ЛУ-2 з волокнами НМ, які орієнтовані у напрямках LLLL, LLLT, NNNN] за другою серією випробувань.

Розрахункові формули приведені в [23] для щільності ймовірностей розподілу висот вершин ізотропної поверхні та в [24] для розподілу середньої кривини у вершинах мікронерівностей, де $\epsilon_1 \square$ – нормована безрозмірна висота мікронерівностей.

Як видно з рис. 1, розподіл щільності ймовірностей розподілу висот вершин поверхні сталі 45 із збільшенням шляху тертя змінюється по-різному для кожної із орієнтацій волокон.

Розподіл щільності висот вершин вихідної поверхні не підпорядкований гауссовському розподілу. Для LLLL-орієнтації ВВ (рис. 1а) і

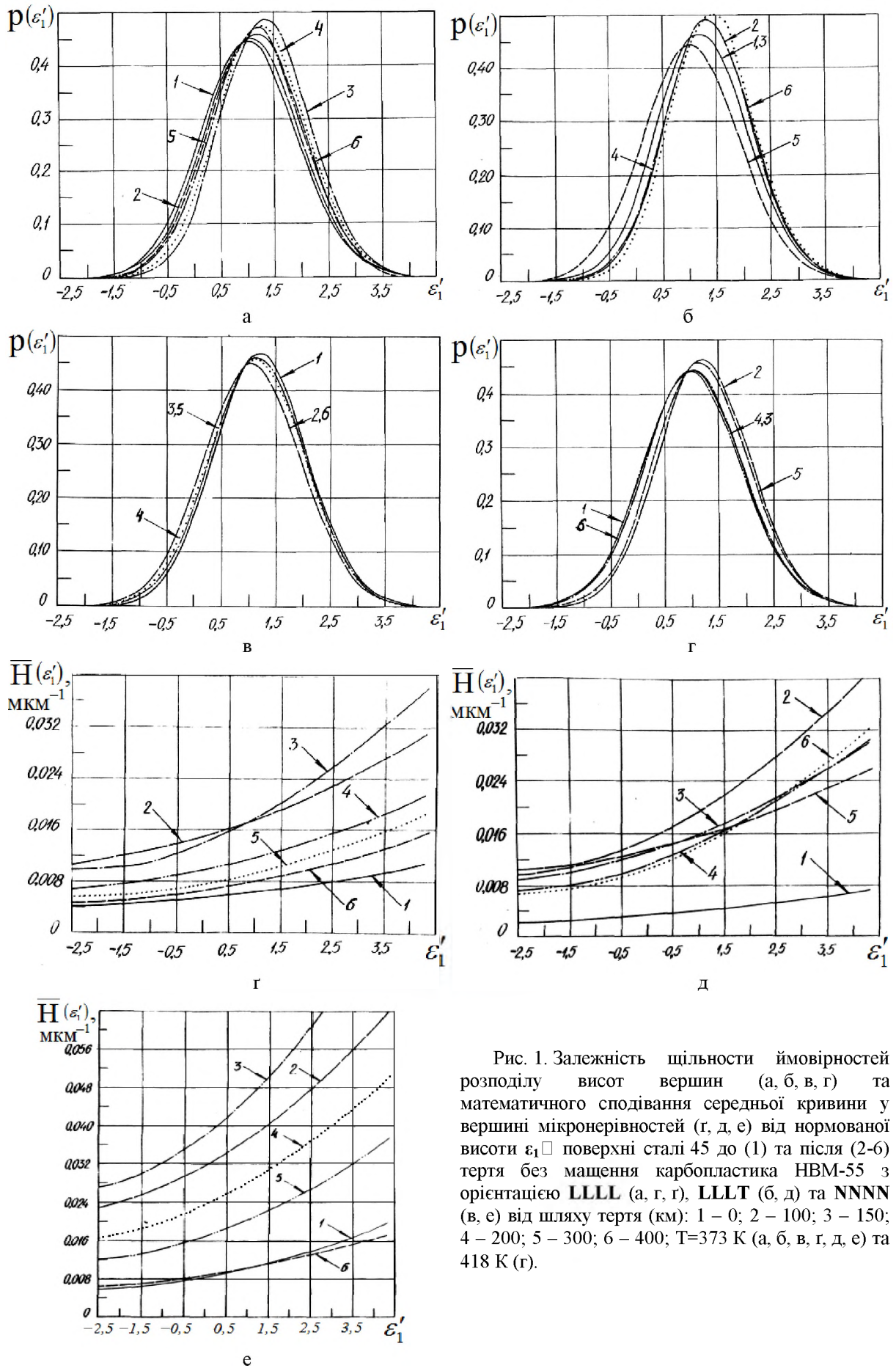


Рис. 1. Залежність щільності ймовірностей розподілу висот вершин (а, б, в, г) та математичного сподівання середньої кривини у вершині мікронерівностей (г, д, е) від нормованої висоти ε'_1 поверхні сталі 45 до (1) та після (2-6) тертя без мащення карбопластика НВМ-55 з орієнтацією LLLL (а, г, е), LLLT (б, д) та NNNN (в, е) від шляху тертя (км): 1 – 0; 2 – 100; 3 – 150; 4 – 200; 5 – 300; 6 – 400; $T=373$ К (а, б, в, г, д, е) та 418 К (г, е).

значною мірою для LLLT-орієнтації ВВ (рис. 1б) при збільшенні шляху тертя до 150 км (LLLL) та до 100 км (LLLT) проходить збільшення ймовірності появи високих піків, а розподіл висот вершин поверхні стали ще більше, ніж для вихідної поверхні, і віддаляється від гауссовського розподілу. Параметр широкосмугастості спектру α зменшується, що говорить про звуження діапазону довжин хвиль. Для LLLL-орієнтації в діапазоні 200-400 км проходять значні коливання розподілу відносно вихідного розподілу висот вершин.

Для NNNN-орієнтації (рис. 1в) спостерігається зміщення розподілу висот вершин до гауссовського на початковому шляху тертя (0 ... 100 км), а надалі спостерігається невелике коливання розподілу. Разом з тим для всіх випадків $\alpha < 15$. Збільшення температури поверхні від 373 до 418 К не змінює виявлених закономірностей (пор. рис. 1а і рис. 1г). Для розподілу середніх кривин у вершині мікронерівностей металевої поверхні (рис. 1г, д, е) спостерігається загальна закономірність: із збільшенням шляху тертя до 100-150 км середні кривини зростають, потім до 400 км розподіл кривин поступово наближається до вихідної поверхні. За мінімальною зміною розподілу кривини спряженої сталеві поверхні орієнтацію ВВ карбопластика можна укласти до такого ряду:

$$LLLT < LLLL < NNNN. \quad (23)$$

Висновки

1. Виявлено, що анізотропія фізико-механічних, в тому числі і фрикційних, властивостей орієнтованих волокнитів та вуглецевих волокнистих матеріалів має місце при всіх схемах армування та випробувань

2. Знайдено, що між пружними властивостями вуглецевих волокон і композиту існує більш тісний лінійний зв'язок, ніж між їх міцнісними властивостями. Крім того, знайдено, що надійний лінійний зв'язок існує між фізико-механічними властивостями композиту та кінцевою температурою термообробки вуглецевих волокон.

3. При пошуку узагальненого лінійного зв'язку інтенсивності зношування та фізико-механічними властивостями композитів знайдено, що між логарифмом інтенсивності зношування та логарифмом модуля пружності та міцності при міжшаровому зсуві композиту надійний лінійний

зв'язок існує: із збільшенням модуля пружності та міцності при міжшаровому зсуві зносостійкість зростає, що пов'язано з властивостями армуючих волокон.

4. З'ясовано, що для переважної більшості схем армування і випробувань орієнтованих карбопластиків на початку тертя зберігаються орієнтаційні співвідношення у часі випробувань за мінімальним коефіцієнтом тертя, інтенсивностей зношування карбопластика та спряженої металевої поверхні, коли шари і самі волокна наповнювача розташовані перпендикулярно поверхні тертя і вектора швидкості (для інтенсивності зношування) та паралельно поверхні тертя та перпендикулярно або паралельно напрямку ковзання (для коефіцієнта тертя). З часом випробувань або (та) зміні температури ці орієнтаційні співвідношення змінюються до орієнтації волокон паралельно поверхні тертя і перпендикулярно вектору швидкості, а орієнтація шарів волокон – паралельно вектору швидкості та паралельно або перпендикулярно поверхні тертя.

5. Виявлено, що розподіли щільностей ймовірностей висот вершин вихідної металевої поверхні та поверхні, що утворюється в процесі тертя та зношування орієнтованих карбопластиків значно віддалені від гауссовського розподілу, а більш наближені до граничного релєєвського розподілу. При орієнтації шарів і волокон композиту відносно спряженої металевої поверхні та вектору швидкості на початку тертя спостерігається збільшення ймовірностей появи високих піків, а розподіл висот вершин ще більше, ніж для вихідної поверхні, віддаляється від гауссовського розподілу і при тривалому випробуванні відбуваються значні коливання цього розподілу відносно вихідного. А при перпендикулярній орієнтації шарів і волокон композиту відносно спряженої поверхні та вектору швидкості спостерігається зміщення розподілу щільності ймовірностей висот вершин мікронерівностей до гауссовського на початку випробувань, а надалі спостерігаються незначні коливання розподілу. Зростання температури металевої поверхні не змінює цих закономірностей. Для розподілу середніх кривин у вершинах мікронерівностей металевої спряженої поверхні під час тертя та зношування орієнтованого карбопластика спостерігається загальна закономірність: на початку випробувань середні кривини зростають, а потім розподіл кривин поступово наближається до вихідної металевої поверхні.

Література

1. Сіренко Г.О., Свідерський В.П., Мідак Л.Я., Дробот О.С. Вплив орієнтації структурних елементів наповнювачів на триботехнічні властивості полімерних композитів // Проблеми трибології. – 2004. – № 2. – С. 63 – 72.
2. Сіренко Г.О., Мідак Л.Я., Свідерський В.П., Дробот О.С., Караванович Л.В. Вплив суміжних поверхонь на антифрикційні властивості композиційних полімерних матеріалів. Орієнтовані

- карбопластики // Фізика і хімія твердого тіла. – 2005. – Т. 6, № 2. – С. 317 – 326.
3. **Heh-Won Chang.** Wear characteristics of composites: effect of fiber orientation // *Wear.* – 1983. – Vol. 85, N 1. – P. 81 – 91.
 4. **Suh Nam P.** The delamination theory of wear // *Wear.* – 1974. – Vol. 5A. – P. 5 – 12.
 5. **Sung Nak-Ho, Suh Nam P.** Effect of fiber reinforced polymeric composites // *Wear.* – 1979. – Vol. 53, N 1. – P. 129 – 141.
 6. **Tsukisoe T., Ohmae N.** Wear performance of indirectionally oriented carbon-fiber-reinforced plastics // *Tribology International.* – 1975. – Vol. 8, N 4. – P. 171 – 175.
 7. **Tsukisoe T., Ohmae N.** Wear mechanism of unidirectionally oriented fiber-reinforced plastics // *Proc. Intern. Conf. on Wear of Materials.* – St. Luuis: Amer. Soc. Mech. Eng. – 1977. – P. 518 – 525.
 8. **Tsukisoe T., Ohmae N.** Wear mechanism of unidirectionally oriented fiber-reinforced plastics // *Trans. ASME.* – 1977. – Vol. 99, Ser. F, N 4. – P. 401 – 407.
 9. **Tsukisoe T., Ohmae N.** Tribomechanics of carbon-fiber-reinforced plastics // *Industrial Lubrication and Tribology.* – 1976. – Vol. 28, N 1. – P. 19 – 25.
 10. **Ohmae N., Kobayashi K., Tsukisoe T.** Characteristics of fretting of carbon fiber reinforced plastics // *Wear.* – 1974. – Vol. 29, N 3. – P. 345 – 353.
 11. **Tsukisoe Tadasu, Ohmae Nobuo.** Friction and wear performance of Unidirectionally Oriented Class, Carbon, Aramid and Stainless Steel Fiber-Reinforced Plastics // *Friction and Wear Polymer. Composite.* – Amsterdam. – 1986. – P. 205 – 231.
 12. **Цукитэн Масаси.** Характеристики истирания композиционных материалов, однонаправленно армированных волокнами // *Кека пурасутиккусу.* – 1979. – Т. 25, № 1. – С. 23 – 30.
 13. **Варшавский В.Я.** Композиционные материалы на основе углеродных волокон // *Химия и технология высокомолекулярных соединений (итоги науки и техники).* – Москва: ВИНТИ, 1977. – Т. 9. – С. 161 – 208.
 14. **Исикава Т.** Углеродные волокна // *Хемэн.* – 1970. – Т. 8, № 9. – С. 543 – 560.
 15. **Конкин А.А.** Жаростойкие (углеродные волокна) // *Термостойкие и негорючие волокна.* – Москва: Химия, 1978. – С. 217 – 240.
 16. **Конкин А.А., Коннова Н.Ф.** Механические и физико-химические свойства углеродных волокон // *Журнал Всесоюз. хим. общ-ва им. Д.И. Менделеева.* – 1978. – Т. 23, № 3. – С. 259 – 263.
 17. **Конкин А.А.** Углеродные и другие жаростойкие волокнистые материалы. – Москва: Химия, 1974. – 367 с.: ил.
 18. **Сиренко Г.А.** Антифрикционные карбопластики. – Киев: Техніка, 1985. – 196 с.: ил.
 19. **Сиренко Г.А., Свидерский В.П., Герасимов В.Д., Никонов З.Н.** Антифрикционные термостойкие полимеры. – Киев: Техніка, 1978. – 246 с.: ил.
 20. **Сиренко Г.О.** Створення антифрикційних матеріалів на основі порошків термотривких полімерів та вуглецевих волокон: Дис. на здобуття наук. ступеня докт. технічних наук: спец. 05.16.06 – порошкова металургія та композиційні матеріали, Хмельницький технологічний ін-т. – Захищ. 8.12.1997 в Ін-ті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ. – Київ, 1997. – 537 с.: іл., табл. – Бібліогр.: с. 432 – 451 (275 назв).
 21. **Сиренко Г.О., Семенюк М.Ф., Солтис Л.М.** Методика експериментального дослідження нано- та мікрошорсткості поверхні за допомогою моделі випадкового поля // *Вісник Прикарп. нац. ун-ту ім. Василя Стефаника. Серія Хімія.* – Івано-Франківськ: 2010. – Вип. X. – С. 123 – 140.
 22. **Сиренко Г.А., Кутьков А.А., Свидерский В.П.** О механизме трения полиамидов при смазке полиорганосилоксанами // *Применение синтетических материалов.* – Кишинев: Картя Молдовеняске, 1975. – С. 184 – 197.
 23. **Сиренко Г.О., Семенюк М.Ф., Солтис Л.М.** Щільність ймовірностей розподілу висот вершин шорстких поверхонь твердих тіл, змодельованих випадковим полем // *Фізика і хімія твердого тіла.* – 2010. – Т. 11, № 3. – С. 768-779.
 24. **Сиренко Г.О., Семенюк М.Ф., Солтис Л.М.** Розподіл кривин у вершинах мікро- та нанонерівностей шорстких поверхонь твердих тіл, змодельованих випадковим полем // *Фізика і хімія твердого тіла.* – 2010. – Т. 11, № 4. – С. 914-927.

Солтис Л.М. – аспірант кафедри неорганічної та фізичної хемії.

Сиренко Г.О. – доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри неорганічної та фізичної хемії.

Мідак Л.Я. – кандидат хімічних наук, доцент кафедри неорганічної та фізичної хемії.

Рецензент

Свидерский В.П. – кандидат технічних наук, доцент кафедри зносостійкості та надійності машин Хмельницького національного університету.