

Г.О. Сіренко, Л.М. Солтис, І.В. Сулима

Кореляція протизносних і антифрикційних властивостей карбоволокниста з твердістю та шорсткістю металевих суміжних поверхонь

*Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника, вул. Шевченка, 57,
м. Івано-Франківськ, 76025, Україна, e-mail: orijant@gmail.com*

Виявлено кореляційні зв'язки між коефіцієнтом тертя та інтенсивністю зношування політетрафторетилену – карбопластика, отриманого за ХМА-технологією, та природою, твердістю, шорсткістю (вихідною та тією, що виникла в процесі тертя та зношування), зміною шорсткості суміжної поверхні, шляхом тертя тощо під час фрикційних випробувань за сталої температури та надвисоких і високих питомих навантажень (при нормальних навантаженнях 40-100 Н на один зразок).

Ключові слова: шорсткість, інтенсивність зношування, тертя, композиційний полімерний матеріал, металеві суміжні поверхні, питомі навантаження, кореляція.

Стаття постуила до редакції 20.07.2014; прийнята до друку 15.09.2014.

Вступ

Вуглецеві волокна [1, 2] використовують для створення ефективних композиційних полімерних матеріалів антифрикційного призначення [3-5]. Під час дослідження протизносних і антифрикційних властивостей односпрямованих карбопластиків при контакті з металевими поверхнями автори [6-8] та інші використали різні схеми контакту: «площина-площина», «циліндри навхрест», «циліндр-площина», «циліндр-циліндр», «вал-напіввкладка», «сфера на площині», «голка-диск» або «голка-кільце» тощо. Зміна схеми контакту приводила до зміни інтенсивності зношування на порядок [7, 8] і це не дозволяло зробити порівняльні висновки.

Єдиного погляду на вплив часу (шляху) тертя, навантаження, швидкості ковзання, температури тощо на зносостійкість та коефіцієнт тертя не виявлено [9, 10].

Під час дослідження антифрикційних властивостей односпрямованих карбопластиків вибрані відносно невеликі нормальні навантаження на зразок (від 1,5 до 20 Н), що не дозволяє зробити повний аналіз впливу навантаження на протизносні властивості [11]. Вплив навантаження на інтенсивність зношування під час постійного та змінного руху більш суттєвий, ніж на коефіцієнт тертя [11-13].

Збільшення зношування односпрямованих карбопластиків із зростанням швидкості руху та питомих навантажень автори [14] пояснюють

зростанням температури контакту і, відповідно, руйнацією адгезійних зв'язків волокно-матриця. Автори [7, 8, 15] пояснюють відмінності зносостійкості односпрямованих карбопластиків, які містять волокна типу НТ (високоміцні, карбонізовані) і НМ (високомодульні, графітовані) тим, що графітовані волокна НМ мають самозмашувальні властивості. Вуглецеві волокна діють як резервуар вуглецю, який легко відокремлюється від поверхні незалежно від орієнтації волокна і бере участь у механізмі змащення суміжних поверхонь твердих тіл [16, 17].

Суттєвим недоліком переважної більшості проведених досліджень є недотримання постійного теплового режиму в процесі тертя. Підвищення температури в зоні контакту за рахунок тепла тертя приводить до неможливості порівняння результатів експериментів. Температура вносила суттєві зміни у величини зносу і коефіцієнти тертя карбопластиків. Різниця цих результатів також пов'язана з різними схемами і умовами досліджень.

Під час зростання концентрації волокон типу НТ до 50 об. % анізотропія структури проявляється на зносостійкості карбопластика в меншій мірі [7, 13]. Знайдено, що для композитів з волокнами типу НТ зростання об'ємної частки вуглецевих волокон збільшує зносостійкість, а для композитів із волокнами типу НМ спостерігається зворотна залежність [11] або зносостійкість мало змінюється [18].

Механізм зношування карбопластиків

пояснюють [19] з позиції руйнування адгезійних зв'язків «волокно-матриця», яке має місце для волокон з малим подовженням під час розриву і пружнодеформованими та орієнтованими у напрямку NN. Але ця теорія не пояснює орієнтаційних ефектів зносостійкості і коефіцієнта тертя LL- і LT-напрямок. У [20] розрахунками показано, що руйнування карбопластиків під час тертя та зношування відбувається за рахунок накопичення і вивільнення енергії, утворення тріщин в матриці, при цьому досягнення ефективної довжини вуглецевих волокон сприяє зупиненню розвитку тріщин.

Механізм зношування односпрямованих карбопластиків пояснюють також [21] зароджуванням розколин у глибині поверхневого шару, їх переміщенням по поверхні та відшаруванням пластинчастих частинок під дією нормальних і тангенціальних навантажень. Тут теорія зношування металів відшаруванням [22] розповсюджена на зношування карбопластиків. Композити на основі терморективних смол і ВВ типу НТ і НМ чутливі до високих локальних навантажень і високих швидкостей деформацій, які викликають крихкий злам матриці і волокон [23].

Огляд літературних джерел інформації по дослідженню антифрикційних карбопластиків приведений у [24]. У роботах [25-29] досліджені антифрикційні та протизносні властивості орієнтованих [25, 27] та отриманих за ХМА-технологією [26, 28] карбопластиків під час сталої температури поверхонь тертя, при цьому показано вплив природи [27, 28] та шорсткості суміжних металевих поверхонь на протизносні та антифрикційні властивості карбопластиків.

Мета роботи полягала у виявленні кореляційних зв'язків між коефіцієнтом тертя та інтенсивністю зношування ПТФЕ – карбопластика, отриманого за ХМА-технологією, та природою, твердістю, шорсткістю (вихідною та тією, що виникла в процесі тертя та зношування), зміною шорсткості суміжної поверхні, шляхом тертя тощо під час фрикційних випробувань за сталої температури та надвисоких і високих питомих навантажень (при нормальних навантаженнях 40-100 Н на один зразок).

I. Експериментальна частина

1.1. Матеріали досліджень.

Досліджували вплив твердості та вихідної шорсткості металевих поверхонь $(\sqrt{m_0})_1$ без та з покриттями на антифрикційні та протизносні властивості полімерних композитів на основі ПТФЕ + 20 % карбонізованого за 1123 К в CH_4 вуглецевого волокна УТМ-8 [флубон-15(20)]: на шорсткість поверхонь $(\sqrt{m_0})_2$ та приріст шорсткості Δ_2 . $i = (\sqrt{m_0})_2 - (\sqrt{m_0})_1$, де m_0 – момент нульового порядку спектральної щільності ізотропної шорсткої поверхні металу (контртіла), пов'язаного з висотними параметрами, після 22 км тертя та

зношування; на питому інтенсивність об'ємного зношування та коефіцієнт тертя під час випробувань в режимі надграничних $[I_1(S_1 = 0 - 2 \text{ км}), \mu_1(S_1)]$ та граничних $[I_2(S_2 = 2 - 22 \text{ км}), \mu_2(S_2)]$ питомих навантажень.

1.2. Методи випробування.

1. Антифрикційні випробування (інтенсивність зношування та коефіцієнт тертя) проводили за схемою контакту [П-2] [5] «сфера полімерного зразка – площина металевого контртіла» під час нормального навантаження на один зразок $N_i = 100 \text{ Н} = \text{const}$ на шляху випробувань $S_1 = 0 \dots 2 \text{ км}$ (надграничні питомі навантаження: $p_0 \approx \text{НВ}$ (пружна твердість) полімерного композиту) та $S_2' = 2 \dots 22 \text{ км}$ (граничні питомі навантаження p); швидкість ковзання $v = 0,33 \text{ м/с}$; температура поверхні металічного контртіла на відстані 1-2 мм від поверхні тертя $T = 303 \pm 2 \text{ К}$ (тертя без мащення – у середовищі вологого повітря) [під час випробування флубону-15(20)].

2. У якості металевих контртіл вибрані [30]:

- мосяж (латунь) ЛС 59-1 (59 % Cu + 40 % Zn + 1 % Pb) без (твердість за Бринеллем НВ 991 МПа; $R_{a0} = 0,35 \text{ мкм}$) та з Cr-покриттям (НВ 925 МПа; $R_{a0} = 0,44 \text{ мкм}$);

- алюмінієвий стоп Д 16 (дуралюмін) (94,7-92,4 % Al + 3,8-4,9 % Cu + 1,2-1,8 % Mg + 0,3-0,9 % Mn) без (НВ 1240 МПа; $R_{a0} = 0,44 \text{ мкм}$) та з оксидним покриттям (НВ 1275 МПа; $R_{a0} = 4,0 \text{ мкм}$); з оксидним покриттям + MoS_2 (НВ 1285 МПа; $R_{a0} = 1,75 \text{ мкм}$); з Cr-покриттям (НВ 1260 МПа; $R_{a0} = 0,29 \text{ мкм}$);

- титановий стоп ВТ 1-00 (технічно чистий титан- α) без (НВ 1720 МПа; мікротвердість H_{100} 3500 МПа; $R_{a0} = 0,34 \text{ мкм}$) та з оксидним покриттям: за звичайною технологією термообробки (НВ 1760 МПа; H_{100} 5600 МПа; $R_{a0} = 0,53 \text{ мкм}$) і за технологією лазерного зміцнення (НВ 7600 МПа; H_{100} 9300 МПа; $R_{a0} = 0,40 \text{ мкм}$);

- сталь 45 [середньовуглецева (0,42-0,5% C) нетермооброблена] без (НВ 1890 МПа; $R_{a0} = 0,24 \text{ мкм}$) та Zn-покриттям (НВ 2030 МПа; $R_{a0} = 0,36 \text{ мкм}$);

- титано-цирконієвий стоп РК-20 без (НВ 3500 МПа; H_{100} 3900 МПа; $R_{a0} = 0,026 \text{ мкм}$) та з оксидним покриттям: за звичайною технологією термообробки (НВ 2130 МПа; H_{100} 6800 МПа; полірована поверхня: $R_{a0} = 0,023 \text{ мкм}$) та за технологією лазерного зміцнення (НВ 6800 МПа; H_{100} 11000 МПа; $R_{a0} = 0,30 \text{ мкм}$); з TiN-покриттям (НВ 10050 МПа; H_{100} 11450 МПа; полірована поверхня: $R_{a0} = 0,028 \text{ мкм}$).

3. Полімерні зразки послідовно припрацьовували на шліфувальній шкурці відповідної до завдання дослідження зернистості, що знаходилися на масивному плоскому металевому тілі. Металево контртіло шліфували, а потім оброблювали на шліфувальній шкурці відповідної до завдання дослідження зернистості у випадкових напрямках (для того, щоб отримати поверхню, яка була б близькою до анізотропної поверхні). Далі полімерні зразки припрацьовували на металевому контртілі при

робочих трибопараметрах випробувань до досягнення приблизно 100% дзеркальної поверхні. Після припрацювання полімерних зразків металеве контртіло знову припрацьовували на шліфувальній шкурці відповідної до завдання дослідження зернистості, що знаходилися на масивному плоскому металевому тілі.

4. Профілограми мікрошорсткості поверхонь знімали за допомогою профілометра-профілографа ВЭИ «Калибр» моделі «201» та 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 ~45° до напрямку ковзання. Ділянки зйомки поверхні були рівнорозподілені за слідом тертя. Статистичні характеристики різних ділянок поверхні були однаковими в статистичному відношенні.

Профілограми оброблялися за методом МНК: знаходили середньоарифметичне відхилення профілю поверхні Ra , щільність нулів D_0 і щільність екстремумів D_{extr} . Виміряна Ra і розрахункова за профілограмами D_0 (для моделі «252» D_0 виміряна) були статистично рівні.

Великий об'єм виборки і рівномірний розподіл її по поверхні контртіла або зразка 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 широкосмугастості спектру α був більше 1,8, тобто тієї величини, яка характерна для «білого шуму».

За результатами обробки профілограм визначали моменти нульового m_{00} , другого m_{02} , m_{20} , m_{11} та четвертого m_{13} , m_{31} , m_{22} , m_{04} , m_{40} порядків спектральної щільності (СЩ) розподілу висот вершин нерівностей, кривин у вершинах нерівностей та градієнтів шорсткої поверхні.

II. Результати та обговорення

2.1. Результати експерименту [28] були доповнені нашими дослідженнями (табл. 1) і піддані кореляційному аналізу (табл. 2).

Під час кореляційного аналізу розраховували вибірковий коефіцієнт кореляції $|r_p|$ ($N = 15$) та визначали його значущість (рівень значущості $\alpha = 0,05$):

• за критичним коефіцієнтом кореляції $r_{кр}\{q=1-(\alpha/2)=0,975$; число ступенів вільності $f = N - 2 = 15 - 2 = 13\} = 0,5139$ [31], порівнюючи $|r_p|$ з $r_{кр}$ та визначали при цьому ступінь лінійності кореляційного зв'язку за співвідношеннями:

$$x_1(r) = \frac{|r_p|}{r_{\epsilon\delta}}; x_1(R) = \frac{|R_p|}{r_{\epsilon\delta}}; x_1(\bar{R}) = \frac{|\bar{R}_p|}{r_{\epsilon\delta}}, \quad (1)$$

де r_p , R_p , \bar{R}_p – розрахункові значення коефіцієнтів кореляцій, частинних інваріантних комбінацій

коефіцієнтів кореляції та середнього значення узагальненого коефіцієнта кореляцій, а ступінь нелінійності кореляційного зв'язку – за співвідношеннями:

$$x_2(r) = \frac{r_{\epsilon\delta}}{|r_p|}; x_2(R) = \frac{r_{\epsilon\delta}}{|R_p|}; x_2(\bar{R}) = \frac{r_{\epsilon\delta}}{|\bar{R}_p|}; \quad (2)$$

• за теоретичним значенням критерію Стьюдента $t_T\{q=1-(\alpha/2)=0,975$; $f=N-2=13\}=2,160$ [31], розраховуючи статистику [32], порівнюючи $|t_p|$ з t_T :

$$|t'_p| = \frac{r_p}{\sqrt{1-r_p^2}} \sqrt{n-2}; |t''_p| = \frac{R_p}{\sqrt{1-R_p^2}} \sqrt{n-2};$$

$$|t'''_p| = \frac{\bar{R}_p}{\sqrt{1-\bar{R}_p^2}} \sqrt{n-2}, \quad (3)$$

визначаючи ступінь лінійності лінійного зв'язку за співвідношеннями:

$$\xi_1(t') = \frac{|t'_p|}{t_T}; \xi_1(t'') = \frac{|t''_p|}{t_T}; \xi_1(t''') = \frac{|t'''_p|}{t_T}, \quad (4)$$

а ступінь нелінійності – за співвідношеннями:

$$\xi_2(t') = \frac{t_T}{|t'_p|}; \xi_2(t'') = \frac{t_T}{|t''_p|}; \xi_2(t''') = \frac{t_T}{|t'''_p|}; \quad (5)$$

• за функцією перетворення Фішера, розраховуючи статистику [32] та середнє квадратичне відхилення [32], порівнюючи $|z_p|$ зі стандартом у вигляді добутку $\sigma_z \cdot z_T\{q=1-(\alpha/2)=0,975\}=0,5668$, де $z_T\{q=0,975\}=1,96$ (квантиль нормованого нормального розподілу) [32], визначаючи при цьому ступінь лінійності кореляційного зв'язку за співвідношеннями:

$$\xi_1(z') = \frac{|z_p|}{(\sigma_r \cdot z_q)}; \xi_1(z'') = \frac{|z''_p|}{(\sigma_r \cdot z_q)}; \xi_1(z''') = \frac{|z'''_p|}{(\sigma_r \cdot z_q)}, \quad (6)$$

а ступінь нелінійності – за співвідношеннями:

$$\xi_2(z') = \frac{(\sigma_r \cdot z_q)}{|z'_p|}; \xi_2(z'') = \frac{(\sigma_r \cdot z_q)}{|z''_p|}; \xi_2(z''') = \frac{(\sigma_r \cdot z_q)}{|z'''_p|}. \quad (7)$$

Результати розрахунків за табл.1 коефіцієнтів кореляції та ступенів лінійності та нелінійності кореляційних зв'язків зведені в табл. 2.

2.2. Загальний аналіз результатів досліджень.

1. Як видно з табл. 2, твердість НВ поверхонь металевих контртіл без та з покриттями має нелінійні кореляційні зв'язки – нелінійно впливає на шорсткість $(\sqrt{m_0})_2$ цих поверхонь після 22 км тертя та зношування, питому інтенсивність об'ємного зношування I_1 та коефіцієнт тертя μ_1 у режимі надграничних навантажень ($S_1 = 0 \dots 2$ км) та питому інтенсивність об'ємного зношування I_2 та коефіцієнт тертя μ_2 у режимі граничних навантажень ($S_2 = 2 \dots 22$ км) та приріст шорсткості поверхонь контртіл $\Delta_{2-1} = (\sqrt{m_0})_2 - (\sqrt{m_0})_1$ зі ступенями нелінійності ξ_2 : від 1,278 до 1,365 (для зв'язку НВ ~ $(\sqrt{m_0})_2$) та від 2,318 до 3,672 (для зв'язків НВ~ I_1 , НВ~ I_2 , НВ~ μ_1 , НВ~ μ_2 , НВ~ Δ_{2-1}) під час випробувань

Таблиця 1

Антифрикційні властивості композиту на основі ПТФЕ + 20% карбонового волокна УТМ-8 [флубон-15(20)] під час тертя та зношування по металевих стопах без та з покриттями

Металевий стоп (контртіло)	НВ, МПа	$\sqrt{m_0}$, мкм			Питома інтенсивність об'ємного зношування $I_i, \times 10^{-7}$ [мм ³ /(Н·м)]		Коефіцієнт тертя	
		до тертя ($\sqrt{m_0}$) ₁	після тертя ($\sqrt{m_0}$) ₂	Δ_{2-1}	I ₁	I ₂	μ_1	μ_2
					S ₁ =0- 2 км	S ₂ =2- 22 км	S ₁ =0- 2 км	S ₂ =2- 22 км
Мосяж ЛС 59-1	991	0,439	0,376	-0,063	78,5	12,4	0,25	0,27
Мосяж ЛС 59-1 з хромовим покриттям	925	0,551	0,501	-0,050	126	4,1	0,39	0,66
Алюмінієвий стоп Д-16	1240	2,356	4,549	+2,193	4860	4620	0,66	0,66
Алюмінієвий стоп Д-16 з оксидним покриттям	1275	5,013	3,760	-1,253	273	18,2	0,48	0,52
Алюмінієвий стоп Д-16 з оксидним покриттям + антифрикційні частинки MoS ₂	1285	2,193	3,296	+1,103	257	16,8	0,66	0,48
Алюмінієвий стоп з хромовим покриттям	1260	0,363	3,760	+3,397	408	112	0,48	0,39
Титановий стоп ВТ 1-00	1720 (3500*)	0,426	0,351	-0,075	110	15,8	0,18	0,28
Титановий стоп ВТ 1-00 з оксидним покриттям	1760 (5600*)	0,664	0,439	-0,225	96	10,3	0,48	0,48
Титановий стоп ВТ 1-00 після лазерного зміцнення	7600 (9300*)	0,501	0,526	+0,025	177	50,7	0,48	0,49
Сталь 45	1890	0,301	0,351	+0,050	179	22,9	0,24	0,25
Сталь 45 з цинковим покриттям	2030	0,451	0,614	+0,163	25,6	2,9	0,32	0,48
Титано-цирконієвий стоп РК-20	3300 (3900*)	0,033	0,050	+0,017	65	13,5	0,32	0,38
Титано-цирконієвий стоп РК-20 з оксидним покриттям	2130 (6800*)	0,029	0,056	+0,027	37,2	6,9	0,36	0,35
Титано-цирконієвий стоп РК-20 після лазерного зміцнення	6800 (11000*)	0,376	0,188	-0,188	96	7,1	0,30	0,38
Титано-цирконієвий стоп РК-20 з поверхневим шаром TiN	10050 (11450*)	0,035	0,049	+0,014	32,5	5,2	0,28	0,36

* Мікротвердість Н₁₀₀

полімерного композиту на основі ПТФЕ + 20 % УТМ-8 [флубон-15(20)].

2. Між вихідною шорсткістю ($\sqrt{m_0}$)₁ та шорсткістю ($\sqrt{m_0}$)₂ поверхонь контртіл, що утворилась в процесі 22 км тертя та зношування, існує надійний лінійний зв'язок зі ступенем лінійності ξ_1 від 1,431 до 1,812, при цьому, так як $r_{x,y} > 0$, то зменшення вихідної шорсткості ($\sqrt{m_0}$)₁ приводить до зменшення шорсткості ($\sqrt{m_0}$)₂, що

утворилась на поверхні контртіла після тертя та зношування полімерного композиту.

3. Вихідна шорсткість ($\sqrt{m_0}$)₁ поверхні контртіла та приріст шорсткості її у процесі тертя Δ_{2-1} нелінійно впливають на питому інтенсивність об'ємного зношування I₁ та I₂ зі ступенем нелінійності $\xi_2=1,024-1,917$ під час випробувань зразків полімерного композиту флубон-15(20).

4. Для композиту флубон-15(20) існує лінійний зв'язок між вихідною шорсткістю поверхні контртіла

Таблиця 2

Результати розрахунків коефіцієнтів кореляцій та їх значущості ($\alpha=0,05$) для флубону-15(20) за результатами досліджень табл. 1 (жирним шрифтом відмічено значущі коефіцієнти кореляції та ступені лінійності (ξ_1) та нелінійності (ξ_2), які більші за 1,0)

Кореляційний зв'язок	Коефіцієнт кореляцій	Ступінь лінійності			Ступінь нелінійності		
		$\xi_1(r)$	$\xi_1(t)$	$\xi_1(z)$	$\xi_2(r)$	$\xi_2(t)$	$\xi_2(z)$
HB ~ ($\sqrt{m_0}$) ₂	-0,4020	0,782	0,733	0,752	1,278	1,365	1,330
HB ~ I ₁ (S ₁)	-0,1930	0,376	0,328	0,345	2,663	3,046	2,900
HB ~ I ₂ (S ₂)	-0,1690	0,329	0,286	0,301	3,041	3,494	3,322
HB ~ μ_1 (S ₁)	-0,2217	0,431	0,380	0,398	2,318	2,635	2,514
HB ~ μ_2 (S ₂)	-0,1610	0,313	0,272	0,287	3,192	3,672	3,490
HB ~ Δ_{2-1} [($\sqrt{m_0}$) ₂ -($\sqrt{m_0}$) ₁]	-0,2118	0,412	0,362	0,379	2,426	2,764	2,636
($\sqrt{m_0}$) ₁ ~ ($\sqrt{m_0}$) ₂	0,7354	1,431	1,812	1,659	0,699	0,552	0,603
($\sqrt{m_0}$) ₁ ~ I ₁ (S ₁)	0,3372	0,656	0,598	0,619	1,524	1,673	1,615
($\sqrt{m_0}$) ₁ ~ I ₂ (S ₂)	0,2983	0,580	0,522	0,543	1,723	1,917	1,842
Δ_{2-1} ~ I ₁ (S ₁)	0,5019	0,977	0,969	0,974	1,024	1,032	1,027
Δ_{2-1} ~ I ₂ (S ₂)	0,4744	0,923	0,900	0,910	1,083	1,112	1,099
Δ_{2-1} ~ ($\sqrt{m_0}$) ₂	0,5898	1,148	1,219	1,195	0,871	0,820	0,837
I ₁ (S ₁) ~ I ₂ (S ₂)	0,9978	1,942	25,301	6,032	0,515	0,040	0,166
($\sqrt{m_0}$) ₁ ~ μ_1 (S ₁)	0,5614	1,092	1,132	1,120	0,915	0,883	0,893
($\sqrt{m_0}$) ₁ ~ μ_2 (S ₂)	0,4691	0,913	0,887	0,898	1,096	1,128	1,114
Δ_{2-1} ~ μ_1 (S ₁)	0,4723	0,919	0,894	0,905	1,088	1,118	1,105
Δ_{2-1} ~ μ_2 (S ₂)	0,1630	0,317	0,276	0,290	3,153	3,626	3,446

($\sqrt{m_0}$)₁ та коефіцієнтом тертя μ_1 у режимі надграничних навантажень (S₁=0...2 км) зі ступенем лінійності $\xi_1=1,092-1,132$, а між вихідною шорсткістю поверхні контртіла ($\sqrt{m_0}$)₁ та коефіцієнтом тертя μ_2 у режимі критичних навантажень (S₂=2...22 км), приростом шорсткості поверхні контртіла Δ_{2-1} та коефіцієнтом тертя μ_1 та μ_2 існують нелінійні зв'язки зі ступенем нелінійності $\xi_2=1,088-3,626$.

5. Відмітимо також, що під час випробувань композиту флубон-15(20) приріст шорсткості поверхні контртіла Δ_{2-1} у процесі тертя та зношування лінійно змінює шорсткість поверхні контртіла ($\sqrt{m_0}$)₂, що утворилася в процесі тертя та зношування за 22 км, зі ступенем рівності $\xi_1=1,148-1,219$. Цікаво, що між інтенсивністю зношування I₁ в режимі надграничних навантажень та I₂ в режимі граничних навантажень існує лінійний зв'язок зі ступенем лінійності $\xi_1=1,942-25,301$.

2.3. Індивідуальний аналіз результатів досліджень.

1. Як видно з табл. 1, контртіла (метали та стопи) без покриття за зносостійкістю полімерного композиту на основі ПТФЕ + 20% карбонізованого волокна УТМ-8 [(1/L)_i, x10⁻³] можна розташувати у такі мінорантні ряди:

- S₁ = 0...2 км (надграничні питомі навантаження)

- (Al-Cu-Mg-Mn) << (Fe-C) < Ti < (Cu-Zn-Pb) < (Ti-Zr), 0,2 << 5,6 < 9,1 < 12,7 < 15,4;

- S₂ = 2...22 км (граничні питомі навантаження)
(Al-Cu-Mg-Mn) << (Fe-C) < Ti < (Ti-Zr) < (Cu-Zn-Pb),
0,2 << 43,7 < 63,3 < 74,1 < 80,7.

2. Cr-покриття поверхні контртіла мосяжа ЛС 59-1 збільшує I₁ у 1,61 рази під час випробування флубон-15(20) та зменшує I₂ у 3,02 рази, у той же час Cr-покриття поверхні контртіла алюмінієвого стопу Д-16 знижує I₁ флубону-15(20) у 11,91 раз під час випробувань у режимі надграничних питомих навантажень, а також знижує I₂ у 41,25 рази під час випробувань у режимі граничних питомих навантажень.

3. Оксидация поверхні контртіла – алюмінієвого

стопу Д-16 без чи разом з частинками MoS_2 приводить до зменшення I_1 флубону-15(20) у 17,80 рази та у 18,91 рази відповідно до покривної технології під час випробувань у режимі надграничних питомих навантажень, та зменшує I_2 у 253,85 рази і 275,0 рази відповідно до покривної технології під час випробувань у режимі граничних питомих навантажень.

4. Оксидація поверхні контртіла – титанового стопу ВТ 1-00 приводить до значно меншого ефекту, ніж алюмінієвого стопу Д-16: I_1 флубону-15(20) зменшується у 1,15 рази під час випробувань у режимі надграничних питомих навантажень та I_2 зменшується у 1,53 рази під час випробувань у режимі граничних питомих навантажень.

5. Для контртіла стопу Ti-Zr (PK-20) оксидація поверхні приводить до зменшення I_1 флубону-15(20) у 1,75 рази під час випробувань у режимі надграничних питомих навантажень та зменшення I_2 у 1,96 рази під час випробувань у режимі граничних питомих навантажень, у той же час покриття поверхні PK-20 Ti-N (висока НВ) привело до зниження I_1 у 2,0 рази під час випробувань у режимі надграничних питомих навантажень та до зниження I_2 у 2,60 рази під час випробувань у режимі граничних питомих навантажень.

6. Доповнюючи висновки [28], зауважимо, що внаслідок лазерної обробки поверхні мікротвердість зони лазерного впливу збільшилася від 3,5 до 7,6-9,3 ГПа (для титанового стопу ВТ 1-00), від 3,3 до 5,3 ГПа [для титано-алюмінієвого стопу ПТ-3В (4% Al + 2% V)] і від 3,3-3,9 до 6,8-11,0 ГПа (для титано-цирконієвого стопу PK-20), при цьому структура обробленої зони ВТ 1-00 складалася із кількох шарів: верхній – зона стоплення з $H_{100} \sim 8$ ГПа, нижній – зона термічного впливу з $H_{100} \sim 6$ ГПа.

7. Зміцнення поверхневих шарів титанових стопів у зоні стоплення, ймовірно всього, пов'язане з насиченням поверхні стопу нітрогеном та киснем, внаслідок чого утворюються нітриди і оксиди титану. Зміцнення поверхні в зоні термічного впливу пов'язане з інтенсивною термодеструкцією і рекристалізацією, що зменшує розмір зерна і перешкоджає переміщенню дислокацій.

8. Під час лазерної обробки поверхонь стопів, внаслідок нестабільності переміщення лазерного променя до поверхні, зона стоплення характеризується порушенням початкової шорсткості і нерівномірним розподілом мікронерівностей, що впливало на початковий період тертя (табл. 2). Для композиту на основі полііміду + 20% графітованого волокна ТГН-2м зносостійкість у початковий період збільшувалася у 3,3 рази (для PK-20) і 5,5 рази (для ВТ 1-00), порівняно з композитом на основі ПТФЕ + 20% карбонізованого вуглецевого волокна. Для основного періоду тертя лазерне зміцнення не вносить суттєвих змін, порівняно з оксидуванням (табл. 2).

При переході від тертя без мащення до тертя у дистильованій воді інтенсивність зношування композиту по стопах PK-20 і ВТ 1-00 після лазерного зміцнення збільшується від 2 до 12 разів [350].

Така технологія зміцнення поверхні Ti- та Ti-Zr-

стопів (контртіл) приводить до збільшення I_1 флубону-15(20) у 1,61 рази (Ti-стоп) та у 1,48 рази (Ti-Zr-стоп) під час випробувань у режимі надграничних питомих навантажень, при цьому I_2 збільшується у 3,21 рази (Ti-стоп) та зменшується у 1,90 рази (Ti-Zr-стоп) під час випробувань у режимі граничних питомих навантажень.

Покриття поверхні контртіла сталі 45 цинком привело до зниження I_1 флубону-15(20) у 6,99 рази під час випробувань у режимі надграничних питомих навантажень та до зниження I_2 у 7,90 рази під час випробувань у режимі граничних питомих навантажень.

Висновки

1. Пошук кореляційних зв'язків між питомими інтенсивностями об'ємного зношування (I_i), коефіцієнтами тертя (μ_i) карбоволокниту, отриманого за ХМА-технологією з політетрафторетилену + 20% карбонізованого за 1123 К гідратцелюлозного волокна, твердістю (НВ), вихідною $(\sqrt{m_0})_1$ та утвореною в процесі тертя та зношування $(\sqrt{m_0})_2$ та прирістом шорсткості $(\sqrt{m_0})_i$ поверхні металевого контртіла на основі сталі 45, мідних, алюмінієвих, титанових стопів без та з хромовим, оксидним, цинковим, MoS_2 , TiN – покриттями під час випробувань в режимах надвисоких [μ_1, I_1] і високих [μ_2, I_2] питомих навантажень показало, лише між: вихідною $(\sqrt{m_0})_1$ та утвореною в процесі тертя та зношування $(\sqrt{m_0})_2$ шорсткостями поверхонь; зміною шорсткості (Δ_{2-1}) та шорсткістю $(\sqrt{m_0})_2$, утвореною в процесі тертя та зношування; інтенсивностями об'ємного зношування в режимах надвисоких (I_1) та високих (I_2) питомих навантажень; коефіцієнтом тертя в режимі надвисоких питомих навантажень (μ_1) та вихідною шорсткістю поверхонь $(\sqrt{m_0})_1$, існує тісний лінійний зв'язок, у решти випадків між величинами існує надійний нелінійний зв'язок.

2. Природа металевих стопів контртіла без покриття впливає на зносостійкість полімерного композиту таким чином (у ряду зносостійкість зростає зліва направо): Al << Fe < Ti < Ti-Zr < Cu (у режимі високих навантажень).

3. Хромові, цинкові покриття, оксидація поверхні металічного контртіла може приводити до збільшення або зменшення зносостійкості суміжного полімерного композиційного матеріалу, при цьому режим оксидації поверхні (звичайний або за лазерною технологією) значно впливає на зносостійкість композиту.

4. Введення у покриття металевої поверхні контртіла мікрочастинок твердих мастил (MoS_2 , TiN) приводить до збільшення зносостійкості полімерного композиційного матеріалу.

Сіренко Г.О. – академік АТНУ, доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри неорганічної та фізичної хімії;
Солтис Л.М. – член-кореспондент АТНУ, кандидат

хімічних наук, викладач кафедри неорганічної та фізичної хімії;
Сулима І.В. – аспірант кафедри неорганічної та фізичної хімії..

- [1] A.A. Konkin, Uglерodnye i drugie zharostojkie voloknistye materialy (Himija, Moskva, 1974).
- [2] A.A. Konkin, Termostojkie i negorjuchie volokna. Zharostojkie uglерodnye volokna (Himija, Moskva, 1978).
- [3] G.A. Sirenko, V.P. Sviderskij, V.D. Gerasimov, V.Z. Nikonov, Antifrikcionnye termostojkie polimery (Tehnika, Kiiv, 1978).
- [4] G.A. Sirenko, Antifrikcionnye karboplastiki (Tehnika, Kiiv, 1985).
- [5] G.O. Sirenko, Stvorennya antifrikcijnih materialiv na osnovi poroshkiv termotrivkiv polimeriv ta vuglecevih volokon: Dis. ... dokt. tehn. nauk (In-t problem materialoznavstva im. I.M. Francevicha NANU, Kiiv, 1997).
- [6] J.P. Giltrow, J.D. Lancaster, Nature 214(5093), 1106 (1967).
- [7] J.P. Giltrow, J.D. Lancaster, Wear 16(5), 359 (1970).
- [8] T. Tzukizoe, N. Ohmae, Tribolog. International 8(4), 171 (1975).
- [9] T. Tzukizoe, N. Ohmae, Proc. Intern. Conf. on Wear of materials (St. Luis: Amer. Soc. Mech. Eng., 1977), P. 518.
- [10] T. Tzukizoe, N. Ohmae, Frict. and Wear Polym. Compos., Amsterdam 205 (1986).
- [11] T. Tzukizoe, N. Ohmae, Industrial Lubrication and Tribology 28(1), 19 (1976).
- [12] Z. Eliezer, V.D. Kxanna, M.F. Amateau, Wear 51(3), 169 (1978).
- [13] J. Metals and Mater 2(5), 285 (1968).
- [14] D. Play, M. Godet, Colleges Internationaux du C. N. R. S., 233 – Polimeres et Lubrification (233), 413 (1975).
- [15] L. Eliezer, C.H. Romage, H.G. Rylander, R.H. Flowers, M.F. Amateau, Wear 49(1), 119 (1978).
- [16] J.D. Lancaster, Tribology International 12, 65(1979).
- [17] I.C. Rosehnan, D. Tabor, J. Phys. D. Appl. Phys. 9(17), 2517 (1976).
- [18] T. Tzukizoe, N. Ohmae, Trans. ASME 99 (Ser.F, 4), 401 (1977).
- [19] E. Rabinowicz, Friction and wear of materials (Willey, New-York, 1965).
- [20] G.O. Sirenko, Ju.D. Pahomov, Fizika i himija tverdogo tila 15(2), 380 (2014).
- [21] Sung Nak-Ho, Suh Nam P., Wear 53 (1), 129 (1979).
- [22] N.P. Suh, Wear, 5A, 5 (1974).
- [23] Betts Scott, Dackow John, Murray Frank, ASLE Proc. 2nd Int. Conf. Solid. Lubr. (Denver Colo, Park Ridge, 111, 1978), P. 195.
- [24] G.O. Sirenko, Ju.D. Pahomov, Fizika i himija tverdogo tila 15(1), 173 (2014).
- [25] G.O. Sirenko, V.P. Sviders'kij, L.Ja. Midak, O.S. Drobot, Problemi tribologii 2, 63 (2004).
- [26] G.O. Sirenko, L.M. Soltis, V.P. Sviders'kij, B.O. Talankin, Visnik Prikar. nac. un-tu im. V. Stefa-nika. Ser. Himija HV, 150 (2012).
- [27] G.O. Sirenko, L.Ja. Midak, V.P. Sviders'kij, O.S. Drobot, L.V. Karavanovich, Fizika i himija tverdogo tila 6(2), 317 (2005).
- [28] G.O. Sirenko, L.Ja. Midak, V.P. Sviders'kij, L.V. Bazjuk, Fizika i himija tverdogo tila 6(4), 692 (2005).
- [29] G.O. Sirenko, L.V. Bazjuk, L.Ja. Midak, V.P. Sviders'kij, O.S. Drobot, Fizika i himija tverdogo tila 10(4), 929 (2009).
- [30] O.M. Bjalik, V.S. Chernenko, V.M. Pisarenko, Ju.N. Moskalenko, Metaloznavstvo (Politehnika, Kiiv, 2002).
- [31] P. Mjuller, P. Nojman, R. Shtorm, Tablicy po matematicheskoj statistike (Finansy i statistika, Moskva, 1982).
- [32] M.N. Stepnov, Statisticheskaja obrabotka rezul'tatov mehanicheskikh ispytanij (Mashinostroenie, Moskva, 1972).

H.O. Sirenko, L.M. Soltys, I.V. Sulyma

Correlation of Antiwear and Antifriction Properties of Carbon Fiber with Hardness and Roughness of Metal Adjacent Surfaces

Vasyl Stefanyk Precarpathian National University, 57, Shevchenko Str., Ivano-Frankivsk, 76025, Ukraine,
e-mail: orijant@gmail.com

Correlations between friction coefficient and intensity of wear of polytetrafluoroethylene – carbon-plastic, derived by CMA-technology, and nature, hardness, roughness (initial and the one that arose in the friction and wear), changes of roughness of adjacent surface, the way of friction etc in the friction tests at constant temperature and ultrahigh and high specific loads (at normal load of 40 - 100 N for one sample) have been detected.

Keywords: roughness, intensity of wear, friction, composite polymer material, metal adjacent surfaces, specific loads, correlation.