

Г.О. Сіренко¹, Л.В. Базюк¹, О.В. Кузишин¹, В.П. Свідерський²

Антифрикційні властивості термостійких полімерів та їх сумішей в умовах надграничних та граничних навантажень під час тертя з обмеженим мащенням

¹Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника,
вул. Шевченка, 57, м. Івано-Франківськ, 76025, Україна
²Хмельницький національний університет
вул. Інститутська, 11, м. Хмельницький, 29016, Україна

Порівняльним аналізом показників фізико-механічних та теплофізичних властивостей виявлені переваги високотермостійких полімерів над звичайними низькотермостійкими як перспективних композиційних матеріалів для метало-полімерних вузлів тертя в умовах граничних навантажень та високих температур. Виявлено вплив природи полімерних матриць та наповнювачів – вуглецевих волокон на антифрикційні властивості композитів в умовах надграничних та граничних навантажень під час тертя без мащення та з обмеженим мащенням. Показано покращення зносостійкості композитів при використанні в якості полімерних матриць суміші високотермостійких полімерів.

Ключові слова: термостійкий полімер, граничне навантаження, мащення, коефіцієнт тертя, інтенсивність зношування, фізико-механічні властивості, теплофізичні властивості.

Стаття поступила до редакції 05.08.2009; прийнята до друку 15.12.2009.

Вступ

Відомо [1-21], що низькотермостійкі, низькотеплостійкі, низькотермотривкі полімери [поліетилени, поліпропілени, полівінілхлориди, полістироли, поліметилметакрилати, аліфатичні поліаміди, наприклад, полі-ε-капрамід (капрон), полі-ε-капрамід-В (капролон-В), полігексаметилендіамідсебацінат (поліамід П-610) тощо, поліформальдегід, полівініловий спирт, полівінілацетати, поліакрилонітрил, простий поліестер (пентапласт), амінопласти тощо], як матеріали для металополімерних пар тертя, мають низькі фізико-механічні та теплофізичні властивості (табл. 1), що обмежує їх використання в умовах високих навантажень, швидкостей ковзання та температур під час тертя без мащення чи при обмеженому мащенні.

Дійсно, за [22] у компресорах без мащення під час стиску газів до 22-40 МПа питомі навантаження на ущільнювальні елементи досягають 7-10 МПа, а в етиленових компресорах газ стискається від 25 до 120 МПа в першому ступені і від 120 до 250-350 МПа в другому ступені і, таким чином, ущільнювальні елементи із бронзи під час ковзання по спеченому карбідвольфрамовому сплаву або загартованій сталі зазнають впливу граничних питомих навантажень під час мащення від гідродинамічного до граничного режиму і навіть до заїдання [23], що вимагає від

ущільнювальних елементів високих фізико-механічних і теплофізичних властивостей. Тому, використання у якості ущільнювальних елементів низькотермостійких та низькотеплостійких полімерів взамін чавунів, спижив (бронз), мосяжів (латуней) та інших м'яких металів та стопів є проблематичним.

Використання таких полімерів у вузлах тертя в умовах граничних навантажень обмежено також їх повзучістю: величина ϵ , яка дорівнює оберненому модулю об'ємного стиску, для сталі становить $5 \cdot 10^{-12}$ м²/Н, для бронзи – $1 \cdot 10^{-11}$ м²/Н, для нетермотривких полімерів – $(2-5) \cdot 10^{-10}$ м²/Н, що близько до величин ϵ для нафтових і полігліколевих олив: $(5-7) \cdot 10^{-10}$ м²/Н [10].

Фізико-механічні та теплофізичні властивості низькотермостійких полімерів були покращені за рахунок введення порошкових та волоконних наповнювачів [5, 11-14], але суттєво не вирішене завдання високої трибо-, термо- і теплостійкості. Антифрикційні властивості низькотермостійких полімерів та композитів на їх основі ґрунтовно досліджені в роботах [5, 10, 18-21].

Термостійкі, теплостійкі та термотривкі полімери, переважно гетероциклічні – чисто ароматичні або змішані (ароматичні + алкільні групи в полімерному ланцюзі) – мають високі фізико-механічні та теплофізичні властивості (табл. 1).

Узагальнені показники фізико-механічних та теплофізичних властивостей низько- та високотермостійких полімерів при 293-298 К [1-9; 11-17]

№ п/п	Показник властивостей	Позначення	Розмірність	Полімер	
				Низькотермостійкий, низькотеплостійкий	Високотермостійкий, високотеплостійкий
1	Густина	ρ	кг/м ³	900-1450	1060-2000
2	Межа текучості при деформації 15-30%	σ_T	МПа	8-35	-
3	Межа міцності під час розтягу	σ_p	МПа	10-106	13,7-373
4	Міцність під час згину	$\sigma_{зг}$	МПа	12-173	10,8-294
5	Міцність під час стиску при деформації 2-10%	σ_c	МПа	12-128	70-294
6	Міцність під час зрізу	$\sigma_{зр}$	МПа	16-59	15,2-125
7	Відносне подовження під час розриву	ϵ_p	%	2-900	1-500
8	Питома ударна в'язкість	A	кДж/м ²	8-157*	5-245
9	Модуль пружності під час: • розтягу • згину • стиску	E_p $E_{зг}$ E_c	ГПа ГПа ГПа	0,78-4,12 0,15-3,43 -	0,89-12,0 0,46-4,81 2,07-5,60
10	Твердість за Бринеллем	НВ	МПа	13,8-293	147-295
11	Температура крихкості	T_{te}	К	138-268	118-213
12	Температура склування	T_g	К	193-419	161-793
13	Теплостійкість за Віка (під дією навантаження $p = 0,49$ МПа)	T_v	К	343-503	406-679
14	Температура м'якшення	T_s	К	333-490	323-1073
15	Температура топлення	T_m	К	378-498	383-1300
16	Термостійкість: • за температурою початку хімічного розкладу • за температурою 50% хімічного розкладу	T_{xp}^0 T_{xp}^{50}	К К	413-653 443-679	453-1073 688-1243
17	Теплопровідність	λ	Вт/(м·К)	0,09-0,33	0,15-0,37
18	Теплоємність	C_p	кДж/(кг·К)	0,84-2,85	0,8-1,42
19	Коефіцієнт лінійного термічного розширення ($\times 10^{-5}$) (за 273-373 К)	α	К ⁻¹	6-55	1,1-7,0
20	Максимальна температура довготривалої експлуатації (1000-5000 год.)	T_{max}	К	273-413	403-573

*поліетилени не руйнуються

До таких полімерів відносять: складні поліетери – поліетилентерефталати, поліарилентерефталати, полікарбонати, фтор- та фторхлорвмісні полімери (серед яких за властивостями виділяється політетрафторетилен), поліфенілені, поліфеніленоксиди, поліфеніленсульфіди, поліфеніленетеросульфони, поліксилілени, поліарилени, ароматичні складні поліетери (поліарилати), повністю ароматичні або змішані поліаміди, повністю ароматичні або змішані полііміди, поліамідоіміди, полібензімідазоли, полібензоксазоли, поліоксадіазоли, поліхіноксаліни, полібензімідазопірони (пірони), полікарбазоли,

поліпіролідони, полікарборани, поліборазоли, арил фосфоровмісні полімери, арилметаловмісні полімери спіранові полімери, полімери з лінійно-конденсованими та з ангулярно-конденсованими структурами, спірооксетанові полімери, паркетні полімери зі структурою графіту, поліазопорфірини, полімери напівоксидів карбону, полілазони, полісиліційоксиди тощо [3, 5, 16, 17].

За [3, 16] термічна стабільність високотермостійких полімерів зменшується в ряду гетероциклічних сполук: полібензімідазоли > полібензоксазоли > поліпіромеллітіміди (полііміди) > полібензімідазопірололи (пірони) > ароматичні

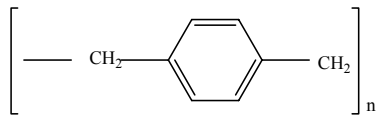
поліаміди > поліоксадіазоли, а за [17, 24]: спряжені карбоцикли > драбинні структури > конденсовані гетероцикли > ізольовані гетероцикли > не спряжені карбоцикли.

Характерні представники класів цих полімерів є [1-9; 16, 17] (фізико-механічні властивості – за 293-298 К):

- поліетилен високої густини, отриманий за технологією низького тиску $[-CH_2-CH_2-]_n$ ($T_{ic} = 208$ К; $T_g = 254$ К; $T_v = 397$ К; $T_s = 398-403$ К; $T_m = 411$ К; $T_{xp}^0 = 653$ К; $T_{xp}^{50} = 679$ К; $\rho = 950$ кг/м³; $\sigma_p = 25,5$ МПа; $\sigma_{зг} = 27$ МПа; $\sigma_c = 25$ МПа; $\epsilon_p = 525\%$; A (не руйнується); $E_{зг} = 0,66$ ГПа; $HV = 50,6$ МПа; $C_p = 2,31$ кДж/(кг·К); $\alpha = 40 \cdot 10^{-5}$ К⁻¹);

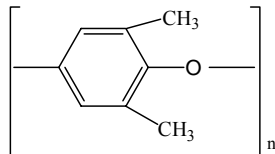
- політетрафторетилен $[-CF_2-CF_2-]_n$ ($T_s = 600$ К; $T_m = 600$ К; $T_{xp}^0 = 688$ К; $T_{xp}^{50} = 782$ К; $\sigma_p = 19,6-24,5$ МПа; $\sigma_{зг} = 12,3$ МПа; $E_c = 0,69$ ГПа; $E_{зг} = 0,46-0,83$ ГПа; $\epsilon_p = 400-500\%$; $A = 98$ кДж/м²; $C_p = 1,05$ кДж/(кг·К); $\lambda = 0,24$ Вт/(м·К); $T_{max} = 533$ К; $\alpha = 12,4 \cdot 10^{-5}$ К⁻¹);

- полі-п-ксилілен



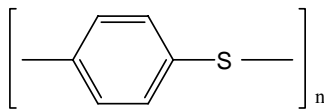
($T_g = 333-373$ К; $T_m = 553-673$ К; $T_{xp}^0 = 630$ К; $T_{xp}^{50} = 798$ К; $\rho = 1700-2000$ кг/м³; $\sigma_p = 40-79$ МПа; $\sigma_{зг} = 79-240$ МПа; $\sigma_c = 121-294$ МПа; $\alpha = (1,1-2,3) \cdot 10^{-5}$ К⁻¹);

- поліфеніленоксид



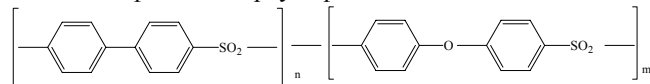
($T_s = 513$ К; $T_{xp}^{50} \geq 698$ К; $\rho = 1080$ кг/м³; $\sigma_p = 54-67$ МПа; $\sigma_{зг} = 82-96$ МПа; $\sigma_c = 109-113$ МПа; $\epsilon_p = 50-60\%$; $A = 9,8$ кДж/м²; $E_p = 2,41-2,63$ ГПа; $T_v = 423$ К);

- поліфеніленсульфід



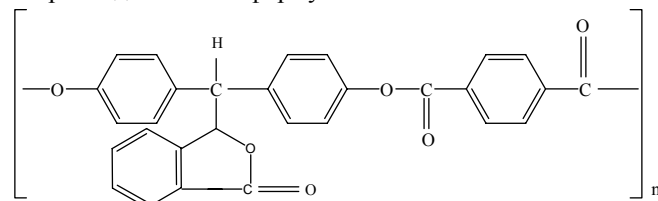
($T_s = 410$ К; $T_{xp}^{50} = 970$ К (на повітрі); 1243 К (в інертному середовищі); $\rho = 1340$ кг/м³; $\sigma_p = 75$ МПа; $\sigma_{зг} = 137$ МПа; $\sigma_c = 110$ МПа; $\epsilon_p = 3\%$; $E_{зг} = 4,14$ ГПа; $T_v = 410$ К);

- поліфеніленетерсульфон



($n > m$; $T_g = 558$ К; $T_v = 547$ К; $\rho = 1360$ кг/м³; $\sigma_p = 90$ МПа; $\sigma_c = 124$ МПа; $E_c = 2,72$ ГПа);

- ароматичний складний поліетер (поліарилат), наприклад загальної формули



(Ф-1: $T_g = 538$ К; $\rho = 1267$ кг/м³; $\sigma_p = 39$ МПа; $\sigma_{зг} = 49$ МПа; $E_p = 0,42$ ГПа; $A = 19$ кДж/м²); (ДВ-101: $T_g = 498$

К; $\rho = 1240$ кг/м³; $\sigma_p = 69$ МПа; $\sigma_{зг} = 82$ МПа; $E_{зг} = 1,75$ ГПа; $A = 34$ кДж/м²); поліарилати мають $T_{xp}^0 = 648-745$ К; $T_s = 403-773$ К;

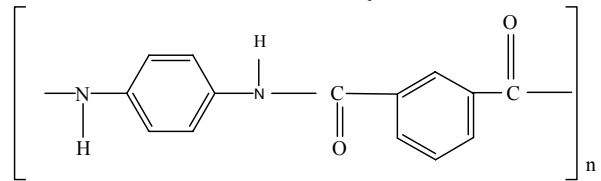
- ароматичні поліаміди мають такі властивості:

а) пресовані зразки ($T_{ic} = 193-203$ К; $T_g = 383-788$ К; $T_v = 543-563$ К; $T_s = 455-813$ К; $\rho = 1330-1350$ кг/м³; $\sigma_p = 98,1-196$ МПа; $\sigma_{зг} = 127-294$ МПа; $\sigma_c = 206-233$ МПа; $\sigma_{зр} = 78-118$ МПа; $\epsilon = 4-6,6\%$; $A = 20-147$ кДж/м²; $E_p = 2,94-3,14$ ГПа; $E_c = 2,94-3,24$ ГПа; $HV = 250-294$ МПа; $C_p = 1,27-1,42$ кДж/(кг·К); $\lambda = 0,19-0,27$ Вт/(м·К); $\alpha = 3,1-3,5 \cdot 10^{-5}$ К⁻¹);

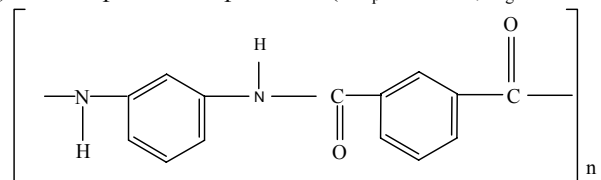
б) зразки, що отримані литтям ($\sigma_p = 166-201$ МПа; $\sigma_{зг} = 274-294$ МПа; $\sigma_c = 245-265$ МПа; $A = 120-245$ кДж/м²; $T_v = 553-573$ К);

- ароматичні поліаміди, що найбільш придатні до переробки у виробі для вузлів тертя [3, 5, 16]

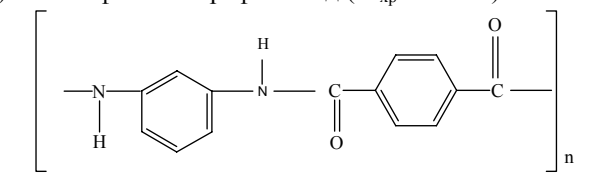
а) полі-п-феніленізофталамід ($T_{xp}^0 = 663$ К):



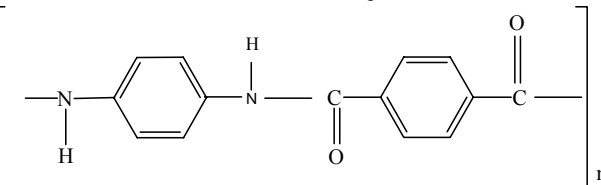
б) полі-м-феніленізофталамід ($T_{xp}^0 = 603$ К; $T_g = 543$ К):



в) полі-м-фенілентерефталамід ($T_{xp}^0 = 683$ К):

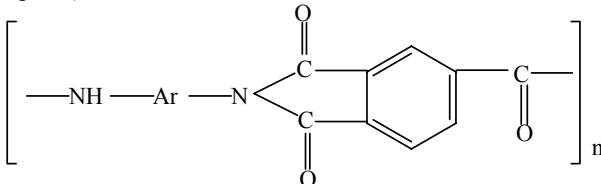


г) полі-п-фенілентерефталамід ($T_g = 793$ К):



г) їх кополімери;

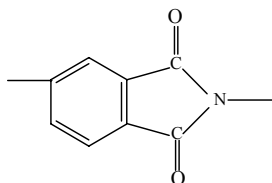
- ароматичний поліімідамід (поліамідоїмід) (торлон)



($\sigma_p = 92-117$ МПа; міцність під час зсуву $\sigma_{зс} = 11-13$ МПа; $\sigma_{зг} = 161-188$ МПа; $\epsilon_p = 2,5-7\%$; $E_{зг} = 3,55-4,81$ ГПа);

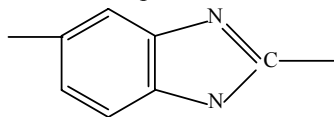
- ароматичні полііміди та інші гетероциклічні полімери; за класифікацією [17, 24] ароматичні поліаміди відносять до полімерів з конденсованими гетероциклами в головному ланцюзі:

- імідний та бензолний цикли утворюють єдине бензімідне ядро [17]:

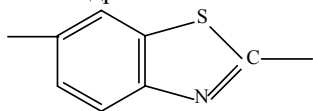


до цього ж класу гетероциклів відносять також [17]:

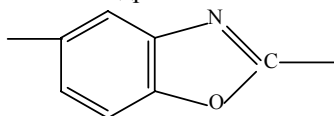
- бензімідазольне ядро



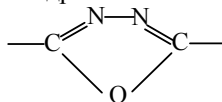
- бензтіазольне ядро



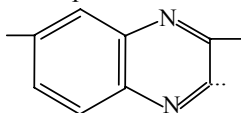
- бензоксазольне ядро



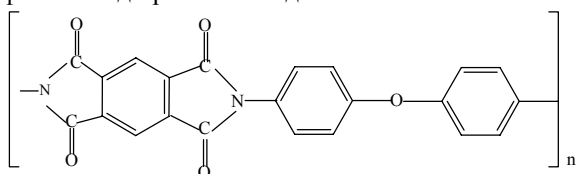
- оксадіазольне ядро



- хіноксалінове ядро

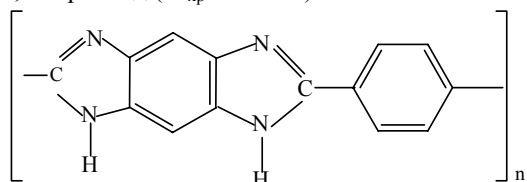


1. За [3, 5, 17] **полііміди**, яскравим представником яких, наприклад, є полі-(4,4'-дифенілоксидпіромеллітімід):

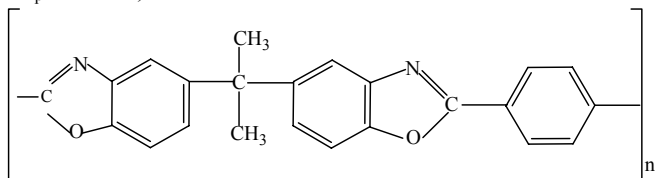


($T_g = 618$ К; $T_s = 658$ К; $T_{xp}^0 \geq 753$ К), мають такі властивості: $\rho = 1290-1900$ кг/м³; $\sigma_p = 50-373$ МПа; $\epsilon_p = 1-160\%$; $E_p = 1,1-12,0$ ГПа; $T_g = 548$ К; $T_s = 403-975$ К; $T_m = 630-1300$ К; $T_{xp}^0 = 453-975$ К; $T_{max} = 523-573$ К, з яких поліімід ПМ-67 має такі властивості [5,17]: $\rho = 1375-1400$ кг/м³; $\sigma_p = 118-130$ МПа; $E_p = 3,5-4,5$ ГПа; $\epsilon_p = 5-10\%$; $\alpha = 6 \cdot 10^{-5}$ К⁻¹.

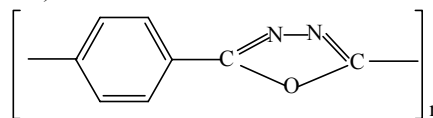
2. **Полібензімідазоли** мають $T_s = 563-873$ К; $T_{xp}^0 \geq 723-873$ К, наприклад ($T_{xp}^0 > 873$ К):



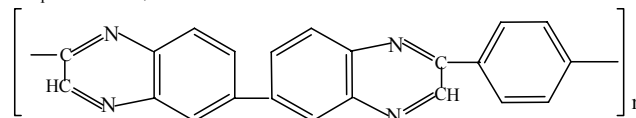
3. **Полібензоксазоли**, наприклад ($T_s = 673$ К; $T_{xp}^0 \geq 673$ К):



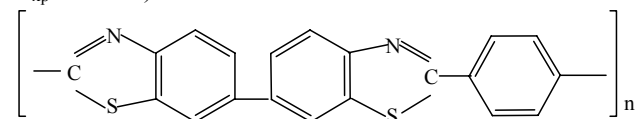
4. **Поліоксадіазоли** ($T_s = 623-725$ К; $T_{xp}^0 > 703-725$ К), наприклад полі-п-феніленоксадіазол ($T_s = 623$ К; $T_{xp}^0 \geq 703$ К):



5. **Поліфенілхіноксаліни**, наприклад ($T_s = 773$ К; $T_{xp}^0 > 773$ К):



6. **Полібензтіазоли**, наприклад ($T_s = 773$ К; $T_{xp}^0 > 773$ К):



Вплив типу наповнювачів на теплофізичні та фізико-механічні, в т.ч. й антифрикційні властивості високотермостійких полімерів, їх сумішей та композитів на їх основі мало вивчені, особливо в умовах високих навантажень під час тертя без чи мащення метало-полімерних пар.

Мета роботи полягала в дослідженні впливу природи та типу дисперсних вуглецевих волокон на теплофізичні, фізико-механічні та антифрикційні властивості композитів на основі високотермостійких полімерів та їх сумішей під час тертя та зношування при надграничних та граничних навантаженнях без чи при обмеженому мащенні метало-полімерних пар.

I. Експериментальна частина

1. Об'єкти дослідження

1.1. Полімери-матриці:

- Низькотермостійкий полімер – поліетилен високої густини, що отриманий за технологією низького тиску, фізико-механічні та теплофізичні властивості якого приведені в [1-4];

- Високотермостійкі полімери: політетрафторетилен (фторолон-4) [1-9]; ароматичний складний поліестер (поліарилат ДВ-101); ароматичний поліамід (фенілон С-2) – продукт поліконденсації метафенілендіаміну та дихлорангідридів ізофталевої (60%) та терефталевої (40%) кислот [16], ароматичний поліімід (ПМ-69); полі-1,3,4-оксадіазол (НПЛОН-1); полібензоксазол (НПЛОН-2); поліфенілхіноксалін (ПФХС); полібензімідазол (ПБІ), фізико-механічні та теплофізичні властивості яких приведені в [1-9; 16, 17].

1.2. Наповнювачі – вуглецеві волокна.

В якості наповнювачів полімерів вибрані низькомодульні, середньоміцні вуглецеві волокна з вуглецевих тканин на основі гідратцелюлози (ГЦ): частинно карбонізованих УТ-4 (кінцева температура термообробки $T_k = 723$ К в середовищі CH_4); карбонізованих ТГН-Т ($T_k = 1123$ К, N_2) та УТМ-8 ($T_k = 723$ К, CH_4); графітованих ТГН-2м (з УТМ-8, $T_k = 2673$ К, N_2) та ТМП-3 (з пірвуглецевим покриттям ТГН-2м, $T_k = 2673$ К, N_2); низькоміцних

низькомодульних графітованих волокон з голкопробивних повстей на основі кополімеру гідратцелюлози та поліакрилонітрилу [ГПП (ГЦ+ПАН)] ($T_k = 2673 \text{ K}$, N_2) та на основі поліакрилонітрилу [ГПП(ПАН)] ($T_k = 2673 \text{ K}$, N_2); високомодульного високоміцного графітованого волокна ВМН-4 на основі поліакрилового волокна ($T_k = 2673 \text{ K}$, N_2).

1.3. Технологія отримання вуглецевих волокон, їх термообробка, отримання дисперсій волокон, змішування волокон з порошком полімеру, пресування композицій зразків для випробувань приведена в [26-38].

2. Зразки та методи випробувань композитів для отримання показників фізико-механічних та теплофізичних властивостей приведені в [26-38].

3. Дослідження показників антифрикційних властивостей (коефіцієнтів тертя та інтенсивності зношування) композитів виконано на лабораторній машині тертя ХТІ-72 [26-38]. Зразки для тертя виконувалися циліндричними (діаметром $d_1 = 10 \pm 0,05 \text{ мм}$, висотою $h = 15 \pm 0,05 \text{ мм}$) з кінцівкою у вигляді напівсфери з радіусом $r = 6,35 \text{ мм}$. Три зразки сферичними поверхнями ковзали по поверхні диску із сталі (діаметром $d_2 = 60 \pm 0,20 \text{ мм}$ та товщиною $b = 10 \pm 0,15 \text{ мм}$). Температуру поверхні тертя сталі визначали термомпарою ХК та потенціометром КСП-4 на відстані $\sim 1,5\text{-}2 \text{ мм}$. Комплект тензометричного пристрою складався з потенціометра КСП-4, підсилювача 8АНЧ-7м, тензобалки та тензодавачів, що дозволило записувати силу тертя (розрахувати коефіцієнт тертя). Така схема контакту дозволила створити умови тертя при нормальній навантазі на 1 зразок N_i :

1) на першому етапі (шлях тертя S_1) – надграничного питомого навантаження від начального $p_{1H} \approx H_{\text{Ву}}$ (де $H_{\text{Ву}}$ – пружна твердість полімерного зразка) до кінцевого $p_{1K} \approx \sigma_p$ (або $\sigma_c, \sigma_{\text{зр}}$);

2) на другому етапі (шлях тертя S_2) – граничного навантаження від начального $p_{20} = p_{1K}$ до кінцевого $p_{2K} \leq \sigma_p$ (або $\sigma_c, \sigma_{\text{зр}}$).

3.1. Тертя при обмеженому мащенні. Номінальна витрата оливи m_n для мащення поршневих ущільнень компресорів високого і надвисокого тиску визначається за формулою [25]:

$$m_n = F \cdot \dot{g} = 2\pi D_u L f_k \dot{g} t, \quad (1)$$

де D_u – діаметр дзеркала циліндра або штока;

F – описана поверхня;

L – довжина поверхні тертя;

f_k – частота обертання вала компресора;

t – розрахунковий час необхідної кількості оливи;

\dot{g} – питома витрата оливи.

Обмежена витрата m_0 мастила становить певну частку від m_n . Для обмеження витрат оливи і збереження працездатності слід чекати ефекту від зміни металевих ущільнювальних елементів на карбопластикові на основі термостійких полімерів. У полімерних елементів через низькі величини модуля пружності і теплопровідності несуча площа більша, ніж у металевих елементів, а питомі навантаження на шар оливи менші [10].

Згідно [22,23,25,39] для компресорів високого тиску, які працюють при максимальному перепаді тиску газу більше, ніж 20 МПа, номінальна питома витрата оливи повинна складати не менше, ніж 16 мг (100%) на 1 м^2 поверхні тертя. Ця величина була прийнята за номінальну питому витрату оливи m_n при дослідженні на лабораторній машині тертя ХТІ-72 тому, що питомі навантаження на шляху зносу в кінці тертя при будь-яких випробуваннях перевищували 7 МПа.

Умови випробування:

• **При терті з обмеженим мащенням** (від 1 до 80% відносно витрати оливи m_0 / m_n): швидкість ковзання $v = 0,42 \text{ м/с}$; температура поверхні $T = 423 \pm 2 \text{ K}$; контртіла з вуглецевої сталі 45 ($H_{\text{В}} = 4,6 \pm 0,2 \text{ ГПа}$; вихідна шорсткість поверхні $R_{a0} = 0,30 \pm 0,05 \text{ мкм}$), шлях тертя $S_1 = 10 \text{ км}$ (перший етап, нормальне навантаження на 1 зразок $N_{1i} = 200\text{Н}$) та $S_2 = 15 \text{ км}$ (другий етап, нормальне навантаження на 1 зразок $N_{2i} = 350\text{Н}$).

Перевірка виконання умов [43] щодо мінімізації гідродинамічних ефектів у мастильній плівці та підтримання граничних навантажень на початку та в кінці тертя: $h < h_{\text{кр}}$; $p \leq 1/3 H_{\text{В}}$ (де h – товщина плівки; $h_{\text{кр}}$ – критична товщина плівки), що досягається при відносно малій швидкості ковзання, високому навантаженні та обмеженому мащенні, показала, що (для 10% обмеженого мащення авіаційною оливою МС-20 при ковзанні зразків фенілону С-2 по сталі 45) питома навантаження зменшується від $p_{1H} \approx H_{\text{Ву}} = 280 \text{ МПа}$ до $p_{1K} = 45,5 \text{ МПа}$ (в умовах надграничного навантаження на шляху тертя S_1 від 0 до 10 км) та від $p_{2H} = 79,6 \text{ МПа}$ до $p_{2K} = 38,9 \text{ МПа}$ (в умовах граничного навантаження на шляху тертя S_2 від 10 до 25 км), при цьому товщина мастильної плівки дорівнювала: $h_{1H} = 22 \text{ нм}$; $h_{1K} = 111 \text{ нм}$; $h_{2H} = 83 \text{ нм}$; $h_{2K} = 113 \text{ нм}$.

• **При терті без мащення:** $v = 0,3 \text{ м/с}$; $T = 323 \pm 2 \text{ K}$; контртіло з нержавіючої сталі 30Х13 ($H_{\text{В}} = 4,2 \pm 0,2 \text{ ГПа}$; $R_{a0} = 0,20 \pm 0,02 \text{ мкм}$); $S_1 = 2 \text{ км}$ та $S_2 = 20 \text{ км}$; $N_{1i} = N_{2i} = N_i = 100\text{Н}$.

II. Результати та обговорення

2.1. Вплив природи та типу вуглецевого волокна на показники фізико-механічних властивостей та теплостійкості композиту на основі ароматичного поліаміду. Як видно з табл. 2, фізико-механічні властивості композитів на основі ароматичного поліаміду фенілон С-2 та вуглецевих волокон чутливі до природи волокон та технологічних змін отримання вуглецевих волокон. Композити, які наповнені до 20% низькомодульними графітованими волокнами на оснві ГЦ (ТГН-2м) та 20% високомодульними графітованими волокнами на основі ПАН (ВМН-4), мають порівняні зносостійкість та коефіцієнт тертя. Нанесення піровуглецевого покриття на графітовані волокна на основі ГЦ (ТМП-3) приводить до значного зниження антифрикційних властивостей композитів. Під час введення низькомодульних графітованих волокон з ГПП (ПАН) зносостійкість композиту різко зменшується, при цьому фізико-механічні властивості залишаються на

рівні композитів з ТГН-2м (табл. 2). Заміна ГПП (ПАН) на ГПП (ГЦ + ПАН) приводить до зростання зносостійкості композиту, але при цьому його фізико-механічні властивості різко зменшуються (табл. 2).

2.2. Вплив природи полімерної матриці та типу вуглецевого волокна на тертя та зношування без мащення

1. При граничних навантаженнях роль полімерної матриці композитних матеріалів зростає. В табл.3 наведені результати дослідження величин інтенсивності зношування, коефіцієнтів тертя та відносної зносостійкості високотермостійких полімерів і поліетилену та карбопластків на їх основі з карбонізованими УТМ-8, графітованими ТГН-2м

низькомодульними та графітованими ВМН-4 високомодульними вуглецевими волокнами в режимах надграничних та граничних навантажень при терті без мащення.

2. Тертя. Як видно з табл. 3, при надграничних навантаженнях, величини коефіцієнтів тертя ненаповнених термотривких жорстколанцюгових полімерів по сталі 30X13 мають такі значення: $\mu_{1H}=0,48-0,69$, для м'яких полімерів: політетрафторетилену – $\mu_{1H} = 0,20$, поліетилену – $\mu_{1H}=0,44$ на початку тертя $S_1=0-0,1$ км. Відповідно, за цим показником ненаповнені полімери ($\mu_{1(0)}$) можна розташувати у мажорантний ряд:

Таблиця 2

Вплив типу вуглецевого волокна (20%) на показники фізико-механічні властивості за температури 275 К та теплостійкість композитів на їх основі та ароматичного поліаміду фенілон С-2

Показник	Розмірність	Фенілон С-2	Вихідне вуглецеве волокно								
			ГЦ				ПАН		ПАН +ГЦ		
			Вуглецеве волокно								
			УТ-4	ТГН-Г	УТМ-8	ТГН-2м	ТМР-3	ВМН-4	ГПП (ПАН)	ГПП (ГЦ+ПАН)	
Температура кінцевої термообробки волокна	К	-	723	1123	1123	2673	2673	2673	2673	2673	
Межа міцності композиту під час:	МПа	127	83	80	119	83	87	101	84	37	
			199	161	149	210	195	90	209	84	55
			233	258	261	287	277	256	276	233	227
Модуль пружності композиту під час стиску	ГПа	3,13	3,37	3,74	4,22	4,33	4,0	4,13	3,75	3,70	
Питома ударна в'язкість	кДж/м ²	47,1	14,7	18,2	16,7	23,3	20,6	25,2	28,1	10,9	
Твердість НВ	МПа	294	205	255	261	201	397	248	376	362	
Теплостійкість за Віка	К	551	568	563	590	578	565	571	571	573	

$\mu_{1(0)}$: політетрафторетилен (0,20) << поліетилен (0,44) < ароматичний поліамід (0,48) < поліарилат (0,58) < поліоксадіазол (0,60) < полібензоксазол (0,62) = = поліфенілхіноксалін (0,62) < полібензімідазол (0,64) << поліімід (0,69). (2)

Із цього витікає, що ненаповнені жорстколанцюгові полімери значно відрізняються один від одного за коефіцієнтом тертя в режимі надграничних навантажень (серед полімерів за низьким коефіцієнтом тертя різко виділяється політетрафторетилен).

При наповненні полімерів вуглецевими волокнами величини коефіцієнтів тертя композитів по сталі 30X13 в режимі надграничних навантажень на початку тертя ($S_1 = 0-0,1$ км) для жорстколанцюгових полімерів становить $\mu_{1H} = 0,44-0,56$, для м'яких полімерів: політетрафторетилену – $\mu_{1H} = 0,21-0,22$, поліетилену – $\mu_{1H} = 0,26-0,29$, відповідно, за цим

показником полімери композитів можна розташувати у мажорантний ряд:

$\mu_{1(H)}$: політетрафторетилен (0,215) << поліетилен (0,275) < полібензімідазол (0,450) ≤ поліімід (0,460) = поліоксадіазол (0,460) ≤ ароматичний поліамід (0,465) ≤ полібензоксазол (0,475) < поліарилат (0,530) ≤ поліфенілхіноксалін (0,535). (3)

Із цього витікає, що тип вуглецевого волокна та природа полімеру (окрім м'яких полімерів) мало впливають на величини коефіцієнтів тертя композитів на основі жорстколанцюгових полімерів в режимі надграничних навантажень, при цьому показник антифрикційності – співвідношення середніх величин коефіцієнтів тертя ненаповненого до наповнених полімерів – за типом полімерів за всіма вуглецевими волокнами мають мажорантний ряд:

$$\varepsilon_{1(H)} = \frac{\mu_{1(0)}}{\mu_{1(H)}} : \quad \text{політетрафторетилен} \quad 0,93 <$$

ароматичний поліамід 1,03 < поліарилат 1,10 < поліфенілхіноксалін 1,17 < полібензоксазол 1,31 = поліоксадіазол 1,31 < полібензімідазол 1,43 < поліімід 1,50 < поліетилен (1,61). (4)

За цим показником за типом вуглецевих волокон за всіма полімерами мажорантний ряд має вигляд:

$$\varepsilon_{1(B)} = \frac{\mu_{1(0)}}{\mu_{1(H)}} :$$

УТМ-8 (1,28*) ≤ ВМН-4 (1,29*) < ТГН-2м (1,31*) }
 УТМ-8 (1,25**) ВМН-4 (1,26**) ≤ ТГН-2м < (1,29**) } (5)

Таблиця 3

Інтенсивність зношування та відносна зносостійкість термотривких полімерів і поліетилену та карбопластиків на їх основі

Полімер	Наповнювач: вуглецеве волокно	С, об. %	μ_{1n}	μ_{2k}	$\frac{\mu_{1(0)}}{\mu_{1(H)}}$	$\frac{\mu_{2(0)}}{\mu_{2(H)}}$	$J_1, (\times 10^{-7})$ $\frac{MM^3}{HM}$	$\frac{J_{1n}}{J_{1k}}$	$J_2,$ $(\times 10^{-7})$ $\frac{MM^3}{HM}$	$\frac{J_{2n}}{J_{2k}}$
Поліетилен	-	0	0,44	0,42	1,0	1,0	7250	1,0	7250	1,0
	УТМ-8	18	0,29	0,27	1,52	1,56	488	14,9	480	15,1
	УТМ-8	25	0,27	0,25	1,63	1,68	63	115	6,6	1098
	ТГН-2м	18	0,28	0,26	1,57	1,62	500	14,5	490	14,8
	ТГН-2м	25	0,26	0,24	1,69	1,75	245	29,6	18,5	392
	ВМН-4	18	0,28	0,26	1,57	1,62	494	14,7	490	14,8
ВМН-4	25	0,27	0,25	1,63	1,68	205	35,4	20,4	355	
Політетрафторетилен	-	0	0,20	0,20	1,0	1,0	11330	1,0	11330	1,0
	УТМ-8	20	0,22	0,24	0,91	0,83	80	142	2,6	4358
	ТГН-2м	20	0,21	0,22	0,95	0,91	92	123	6,2	1827
ВМН-4	20	0,22	0,23	0,91	0,87	86	132	8,2	1382	
Ароматичний поліестер	-	0	0,58	0,60	1,0	1,0	1400	1,0	1400	1,0
	УТМ-8	20	0,53	0,32	1,09	1,88	240	5,8	8,5	165
	ТГН-2м	20	0,54	0,31	1,07	1,94	79	17,7	4,2	333
ВМН-4	20	0,52	0,30	1,12	2,00	88	15,9	4,0	350	
Полібензоксазол	-	0	0,62	0,59	1,0	1,0	310	1,0	310	1,0
	УТМ-8	20	0,49	0,28	1,27	2,11	24	12,9	6,4	48,4
	ТГН-2м	20	0,48	0,26	1,29	2,27	12	25,8	6,2	50
ВМН-4	20	0,46	0,27	1,35	2,19	21	14,8	4,3	72,1	
Поліоксадіазол	-	0	0,60	0,58	1,0	1,0	300	1,0	300	1,0
	УТМ-8	20	0,47	0,28	1,28	2,07	22	13,6	6,0	50
	ТГН-2м	20	0,45	0,26	1,33	2,23	13	23,1	4,1	73,2
ВМН-4	20	0,45	0,26	1,33	2,23	19	15,8	2,3	130	
Ароматичний поліамід	-	0	0,48	0,50	1,0	1,0	270	1,0	270	1,0
	УТМ-8	20	0,47	0,26	1,02	1,92	16	16,9	5,1	52,9
	ТГН-2м	20	0,47	0,26	1,02	1,92	5,3	50,9	5,1	52,9
ВМН-4	20	0,46	0,27	1,04	1,85	9,0	30,0	4,2	64,3	
Поліфенілхіноксалін	-	0	0,62	0,58	1,0	1,0	160	1,0	160	1,0
	УТМ-8	20	0,54	0,28	1,15	2,07	33	4,8	6,0	26,7
	ТГН-2м	20	0,51	0,28	1,22	2,07	28	5,7	5,1	31,4
ВМН-4	20	0,56	0,26	1,11	2,23	64	2,5	3,2	50	
Ароматичний поліімід	-	0	0,69	0,48	1,0	1,0	48	1,0	48	1,0
	УТМ-8	20	0,46	0,20	1,50	2,40	42	1,14	5,2	9,2
	ТГН-2м	20	0,45	0,19	1,53	2,53	43	1,12	5,2	9,2
ВМН-4	20	0,47	0,23	1,47	2,09	45	1,07	3,6	13,3	
Полібензімідазол	-	0	0,64	0,56	1,0	1,0	112	1,0	112	1,0
	УТМ_8	20	0,45	0,27	1,42	2,07	38	3,0	5,4	21
	ТГН-2м	20	0,44	0,27	1,46	2,07	21	5,3	4,3	26
ВМН-4	20	0,46	0,26	1,39	2,15	32	3,5	2,9	37	

* з урахуванням 18% + 25% волокна в поліетилені;

** без урахування 18% волокна в поліетилені.

Як видно з (4), (5), коефіцієнт антифрикційності залежить від типу полімерів і мало залежить від типу вуглецевого волокна в режимі надграничних навантажень.

Як видно з табл. 3, у режимі граничних навантажень величини коефіцієнтів тертя термотривких жорстколанцюгових полімерів по сталі 30X13 мають такі значення $\mu_{2K} = 0,48-0,60$, для м'яких полімерів: політетрафторетилену – $\mu_{2K} = 0,20$, поліетилену – $\mu_{2K} = 0,42$ в кінці тертя $S_2 = 21,9 - 22$ км, відповідно. За цим показником полімери можна розташувати у мажорантний ряд:

$\mu_{2(0)}$: політетрафторетилен (0,20) < поліетилен (0,42) < поліімід (0,48) < ароматичний поліамід (0,50) < полібензімідазол (0,56) < поліфенілхіноксалін (0,58) = поліоксадіазол (0,58) \leq полібензоксазол (0,59) \leq поліарилат (0,60). (6)

Із цього витікає, що відмінність ненаповнених полімерів за антифрикційними властивостями значно зменшується в кінці тертя в режимі граничних навантажень.

При наповненні полімерів вуглецевими волокнами коефіцієнти тертя композитів по сталі 30X13 в кінці тертя ($S_2 = 21,9 - 22$ км) в режимі граничних навантажень становлять $\mu_{2K} = 0,19-0,32$, відповідно, за цим показником полімери композитів можна розташувати у мажорантний ряд:

$\mu_{2(H)}$: поліімід 0,210 < політетрафторетилен 0,230 < поліетилен 0,255 \leq ароматичний поліамід 0,265 = полібензімідазол 0,265 \leq поліфенілхіноксалін 0,270 = поліоксадіазол 0,270 = полібензоксазол 0,270 < поліарилат (0,31). (7)

Із цього витікає, що тип вуглецевого волокна та природа полімеру (окрім політетрафторетилену та полііміду) мало впливають на величини коефіцієнтів тертя композитів досліджених полімерів в режимі граничних навантажень, при цьому показник антифрикційності за типом полімерів за всіма вуглецевими волокнами мають такий мажорантний ряд:

$\varepsilon_{2(II)} = \frac{\mu_{2(0)}}{\mu_{2(H)}}$: політетрафторетилен (0,87) < поліетилен (1,66) < ароматичний поліамід (1,89) < поліарилат (1,94) < полібензімідазол (2,11) < поліоксадіазол (2,15) = поліфенілхіноксалін (2,15) < полібензоксазол 2,19 < поліімід (2,31). (8)

За цим показником за типом вуглецевих волокон за всіма полімерами мажорантний ряд має вигляд:

$\varepsilon_{2(B)} = \frac{\mu_{2(0)}}{\mu_{2(H)}}$:
 УТМ-8 (1,86*) < ВМН-4 (1,89*) < ТГН-2м (1,93*) }
 УТМ-8 (1,89**) < ВМН-4 (1,92**) < ТГН-2м (1,97**) } (9)

Як видно з (8), (9), коефіцієнт антифрикційності залежить від типу полімерів композиту і мало залежить від типу вуглецевого волокна в режимі граничних навантажень.

3. Зношування. Як видно з табл. 3, у режимі надграничних навантажень, величини питомих інтенсивностей об'ємного зношування ненаповнених

полімерів при терті по сталі 30X13 мають такі значення в режимах надграничних J_1 та граничних J_2 навантажень на шляху тертя $S_1 = 0-2$ км та $S_2 = 2-22$ км відповідно: $11,33 \cdot 10^{-4}$ для політетрафторетилену, $7,25 \cdot 10^{-4}$ для поліетилену та $1,4 \cdot 10^{-4}$ мм³/(Н·м) для поліарилату, для решти термотривких жорстколанцюгових полімерів $J_1=J_2=(1,12-3,1) \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м) (при цьому для полііміду – $4,8 \cdot 10^{-6}$ мм³/(Н·м), відповідно, за цим показником ненаповнені полімери можна розташувати у мінорантний ряд:

$J_1 = J_2 (\times 10^{-7}) \frac{мм^3}{(Н \cdot м)}$: політетрафторетилен (11330) \gg поліетилен (7250) \gg поліарилат (1400) \gg полібензоксазол (310) > поліоксадіазол (300) > ароматичний поліамід (270) > поліфенілхіноксалін (160) > полібензімідазол (112) > поліімід (48). (10)

Із цього витікає, що м'які полімери у режимі надграничних та граничних навантажень мають у 23,4–101,2 рази меншу зносостійкість, ніж термотривкі жорстколанцюгові полімери (окрім полііміду), при цьому зносостійкість полііміду найвища відносно всіх досліджених полімерів: зносостійкість полііміду у 236 разів більша, ніж поліетилену, у 29 разів більша, ніж поліарилату та у 2,3–6,5 разів більша, ніж решти термотривких полімерів.

При наповненні полімерів вуглецевими волокнами зносостійкість композитів зростає за мінорантним рядом:

а) за полімером-матрицею в режимі:

■ надграничних навантажень
 (за $\bar{J}_1, \times 10^{-7}$ мм³/(Н·м)):
 поліетилен (18%) (494) > поліетилен (25%) (171) > поліарилат (20%) (136) > політетрафторетилен (20%) (86) > поліімід (20%) (43,3) > поліфенілхіноксалін (20%) (41,7) > полібензімідазол (20%) (30,3) > полібензоксазол (20%) (19) > поліоксадіазол (20%) (18) > ароматичний поліамід (20%) (10,1). (11)

■ граничних навантажень (за $\bar{J}_2, \times 10^{-7}$ мм³/(Н·м)):
 поліетилен (18%) (487) > поліетилен (25%) (15,2) > політетрафторетилен (20%) (5,7) \geq поліарилат (20%) (5,6) = полібензоксазол (20%) (5,6) > ароматичний поліамід (20%) (4,8) = поліфенілхіноксалін (20%) (4,8) \geq поліімід (20%) (4,7) > полібензімідазол (20%) (4,2) \geq поліоксадіазол (20%) (4,1); (12)

б) за типом вуглецевого волокна ці співвідношення мають наступний вигляд в режимі:

■ надграничних навантажень
 (за $\bar{J}_1, \times 10^{-7}$ мм³/(Н·м)):
 ВМН-4 (106,3*) \geq УТМ-8 (104,6*) \geq ТГН-2м (103,8*) }
 ВМН-4 (63,2**) \geq УТМ-8 (62,0**) ТГН-2м (59,8**) } (13)
■ граничних навантажень (за $\bar{J}_2, \times 10^{-7}$ мм³/(Н·м)):
 ТГН-2м (54,9*) \geq ВМН-4 (54,3*) \geq УТМ-8 (53,2*) }
 ТГН-2м (6,5**) \geq ВМН-4 (5,9**) \geq УТМ-8 (5,8**) } (14)

Із цього витікає, що в режимі надграничних навантажень композити на основі поліетилену, поліарилату та політетрафторетилену мають питому об'ємну інтенсивність зношування від 494 до 86 ($\times 10^{-7}$) мм³/(Н·м), а на основі решти термотривких полімерів – від 43,3 до 10,1 ($\times 10^{-7}$) мм³/(Н·м), при цьому найбільшу зносостійкість мають композити на

основі ароматичного поліаміду, а в режимі граничних навантажень найменшу зносостійкість мають композити на основі поліетилену (при цьому збільшення концентрації волокна від 18% до 25% приводить до зростання зносостійкості у 32 рази, для композитів на основі решти полімерів – цей параметр змінюється від 5,7 до 4,1 ($\times 10^{-7}$) мм³/(Н·м).

За відносною зносостійкістю $\varepsilon = \frac{J_{II}}{J_K}$ –

співвідношення питомих інтенсивностей ненаповненого полімеру та композиту – можна дати оцінку фрикційного зміцнення полімеру за рахунок введення вуглецевих волокон для композитів у мажорантному ряді:

а) за полімером-матрицею в режимі:

▪ **надграничних навантажень** (за $\bar{\varepsilon}_1(II) = \frac{J_{1II}}{J_{1K}}$):

поліімід (20%) (1,11) < полібензімідазол (20%) (3,9) < поліфенілхіноксалін (20%) (4,3) < поліарилат (20%) (13,1) < поліетилен (18%) (14,7) < поліоксадіазол (20%) (17,5) < полібензоксазол (20%) (17,8) < ароматичний поліамід (20%) (32,6) < поліетилен (25%) (60) < політетрафторетилен (20%) (132); (15)

▪ **граничних навантажень** (за $\bar{\varepsilon}_2(II) = \frac{J_{2II}}{J_{2K}}$):

поліімід (20%) (10,6) < поліетилен (18%) (14,9) < полібензімідазол (20%) (28,0) < поліфенілхіноксалін (20%) (36,0) < ароматичний поліамід (20%) (56,7) < полібензоксазол (20%) (56,8) < поліоксадіазол (20%) (84,4) << поліарилат (20%) (283) << поліетилен (25%) (615) << політетрафторетилен (20%) (2522). (16)

б) за типом вуглецевого волокна – наповнювача в режимі:

▪ **надграничних навантажень** (за $\bar{\varepsilon}_1(B) = \frac{J_{1II}}{J_{2K}}$):

ВМН-4 (26,6*) < ТГН-2м (29,7*) < УТМ-8 (33,0*) }
 ВМН-4 (27,9)** < ТГН-2м (31,4)** < УТМ-8 (35,0)** } (17)

▪ **граничних навантажень** (за $\bar{\varepsilon}_2(B) = \frac{J_{2II}}{J_{2K}}$):

ВМН-4 (247*) < ТГН-2м (281*) < УТМ-8 (584*) }
 ВМН-4 (273)** < ТГН-2м (311)** < УТМ-8 (648)** } (18)

Із цього витікає, що під час введення вуглецевих волокон у полімери, максимальне зміцнення спостерігається для композитів на основі м'яких полімерів (політетрафтоетилену (20%) та поліетилену (25%)) і поліарилату (20%), при цьому найбільший ефект виявлений для ПТФЕ, наповненого карбонізованим низькомодульним волокном УТМ-8 ($\bar{\varepsilon}_1 = 142, \bar{\varepsilon}_2 = 4358$), ніж графітованим низькомодульним волокном ТГН-2м ($\bar{\varepsilon}_1 = 123, \bar{\varepsilon}_2 = 1827$) та графітованим високомодульним волокном ВМН-4 ($\bar{\varepsilon}_1 = 132, \bar{\varepsilon}_2 = 1382$), а мінімальне зміцнення характерно для композитів на основі полііміду ($\bar{\varepsilon}_1 \approx 1,1, \bar{\varepsilon}_2 = 9,2 - 13,3$ для всіх типів волокон). Серед решти полімерів виділяються композити на основі ароматичного поліаміду ($\bar{\varepsilon}_1 = 16,9 - 50,9, \bar{\varepsilon}_2 = 52,9 - 64,3$) з перевагою графітованих волокон, решта полімерів займають проміжні позиції ($\bar{\varepsilon}_1 = 2,5 - 25,8, \bar{\varepsilon}_2 = 21 - 130$).

3.3. Тертя при обмеженому мащенні

1. Вплив ступеня обмеженого мащення на інтенсивність зношування карбопластиків. На рис. 1 приведені результати досліджень впливу природи змащувального середовища на зношування полііміду. Обрані оливи суттєво відрізняються за хімічною будовою і властивостями. Найбільшу зносостійкість поліімід виявляє при обмеженому змащуванні мінеральною оливою МС-20, при цьому границя мінімальної інтенсивності зношування I_2 відповідає 10-30%-вій витраті оливи. Для ефіру двоосновної кислоти „Андерол-500” і перфторполіефіру ПЕФ-240 ця границя відповідає 20-50%-вій витраті. Границя мінімальної інтенсивності зношування I_1 не залежить від природи змащувального середовища і знаходиться в межах 15-20%-вої витрати.

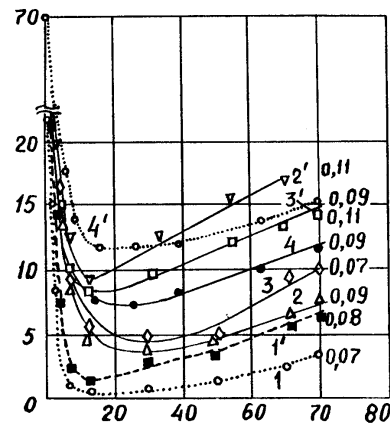


Рис. 1. Залежність інтенсивності зношування полііміду ПМ-69 від витрати мінеральних олив і синтетичних рідин: 1,1' – МС-20; 2,2' – ефір двоосновної кислоти «андерол-500»; 3,3' – перфторполіефір ПЕФ-240; 4,4' – компресорна олива КС-19; 1', 2', 3', 4' – I_1 ($N_{I1} = 200$ Н; 1, 2, 3, 4 – I_2 ($I_{2i} = 350$ Н).

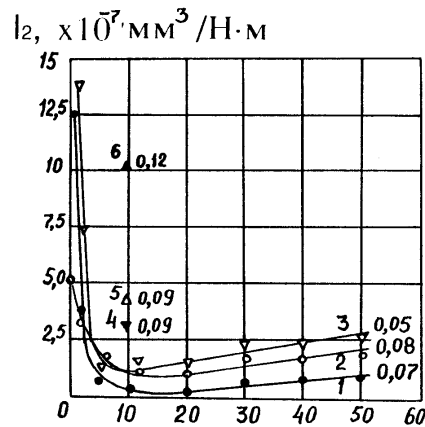


Рис. 2. Залежність інтенсивності зношування I_2 термостійких матеріалів від витрати (m_0/m_n) авіаційної оливи МС-20 (1-4) та перфторполіефіру ПЕФ-240 (5,6): 1 – поліімід ПМ-69; 2 – поліімід + 10% графітованого волокна ТГН-2м; 3,5 – ароматичний поліамід фенілон С-2; 4,6 – те ж саме + 20% ТГН-2м. Поруч з кривими приведені середні значення коефіцієнтів тертя.

Виявлені закономірності по впливу витрат оливи на зношування залишаються такими ж і для інших термостійких полімерів і наповнених систем. Як

видно з рис. 2, введення графітованих волокон в поліімід і ароматичний поліамід призводять до збільшення інтенсивності зношування і коефіцієнта тертя при ковзанні як в мінеральних, так і в синтетичних оливах.

Оскільки нижньою границею витрати мінеральної оливи, при якій проявляється низький знос, є 10%-ва витрата, то подальші експерименти проведені при цій витраті оливи МС-20.

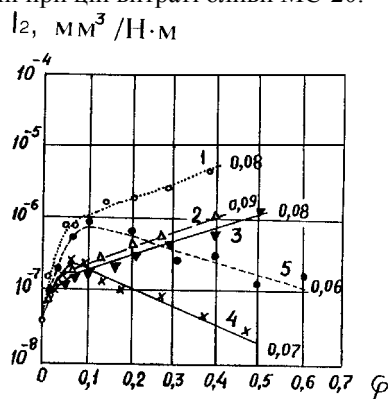


Рис. 3. Залежність інтенсивності зношування I_2 поліімиду ПМ-69 від об'ємної частки наповнювача (ϕ): 1 – графіт С-1; 2 – кокс; 3 – графітоване волокно ГН-2м; 4 – вуглецеве волокно УТМ-8; 5 – ароматичний поліамід фенілом С-2. Тертя при обмеженому (20%) мащенні оливою МС-20. Поруч з кривими приведені середні значення коефіцієнтів тертя.

2. Залежність механічних і теплофізичних властивостей карбопластиків від об'ємної частки вуглецевих наповнювачів. На рис. 3 показана залежність інтенсивності зношування поліімиду від об'ємної частки вуглецевих наповнювачів ϕ . Виявлена така закономірність: до $\phi \leq 0,1$ для всіх наповнювачів спостерігається нелінійна залежність $I \sim \phi$, а при подальшому збільшенні об'ємної частки наповнювача залежність інтенсивності зношування від ϕ можна описати рівнянням:

$$I_2 = I_0 \exp \ln 10 b_1 \phi \quad (19)$$

Аналіз зв'язку між I і фізико-механічними та теплофізичними властивостями дозволив встановити загальну закономірність: між інтенсивністю зношування при граничному навантаженні та обмеженому змащуванні і міцністю, модулем пружності при розтягуванні, стиску, згині не встановлено міцного кореляційного зв'язку; існує лінійний зв'язок між змінними I і ϕ . При цьому максимальний коефіцієнт кореляції для всіх матеріалів спостерігається між величинами I_2 і ϕ : $r_{1,2} = 0,71$ при критичному значенні $r_{кр} = 0,423$ (рівень значущості 0,05; число ступенів вільності 20). При $\phi > 0,1$ для наповнювачів з високою теплопровідністю (графіт, термооброблений кокс, графітоване волокно) зафіксоване підвищення інтенсивності зношування при збільшенні об'ємної частки наповнювача. Аналогічно змінюється і теплопровідність композиту. Введення в поліімід ($\lambda = 0,35$ Вт/(м·К)) вуглецевого волокна з низькою теплопровідністю ($\lambda = 0,07$ Вт/(м·К)) при $\phi > 0,1$ спричиняє зменшення інтенсивності зношування і теплопровідності із збільшенням ϕ . Підтверджує ці висновки і аналогічна залежність $\lg I_2 -$

ϕ для поліімиду, наповненого ароматичним поліамідом, який має меншу теплопровідність ($\lambda = 0,25$ Вт/(м·К)), ніж поліімід.

Зменшення теплопровідності полімерного матеріалу приводить до більш високої температури його поверхні в порівнянні з металічним контртілом. Відповідно підвищується податливість полімеру, що супроводжується збільшенням площі фактичного контакту і зниженням тиску в мастильному шарі. Одночасно знижується ефективна в'язкість мастила полімерної поверхні, що зменшує опір переміщенню і тепловиділенню в шарі оливи. Це добре видно за зменшенням коефіцієнта тертя мащених поверхонь при переході від полімерів з високою до полімерів з низькою теплопровідністю (рис. 2 криві 1, 3), при наповненні полімерів речовинами з низькою теплопровідністю (рис. 3, криві 5 і 4), а також по підвищенню коефіцієнта тертя при наповненні полімерів речовинами з високою теплопровідністю (рис. 2). При терті без змащування спостерігається зворотня закономірність: введення графітованих волокон у термотривкі полімери приводить до зниження коефіцієнта тертя від 0,48-0,59 до 0,19-0,28.

3. Формування граничних шарів. Схожий характер зношування (наповнених систем з $\phi \leq 0,1$ пов'язаний з утворенням мікронеоднорідної поверхні із зміною при цьому адгезійної і механічної взаємодії змащувального середовища, порушенням цілісності змащувальної плівки і безпосереднім контактом з металевою поверхнею. Адсорбційна активність поверхні полімерів, яка повинна приводити до утворення впорядкованих граничних шарів, грає меншу роль. Це підтверджується дослідженням ступеня орієнтації граничних шарів аморфних (ароматичний поліімід, ароматичний поліамід, поліоксадіазол, поліфенілхіноксалін) частково-кристалічних (поліарилат) та кристалічних (ПТФЕ) полімерів рентгеноструктурним аналізом на приладі УРС-60 в нефільтрованому випромінюванні Сг (на порошках полімерів) та ДРОН-3 у фільтрувальному випромінюванні Fe на припрацьованих під час тертя поверхнях полімерів. При першому аналізі встановлено, що молекули олеїнової кислоти (ПАР), які нанесені на поверхню поліоксадіазолу, ароматичного поліімиду та ароматичного поліамиду з 1 і 5%-вих розчинів в гексані, утворюють упорядковані граничні шари. При другому аналізі на жодній з поверхонь не виявлені впорядковані структури ПАР. Виключення становить поверхня тертя ароматичного поліімиду ПМ-69. В усіх дослідках також не зафіксовано орієнтованих шарів, нанесених на полімери з розчину нафтової оливи.

4. Суміші термотривких полімерів Досліджені суміші термотривких полімерів (табл. 4), які мають температуру розкладу вище 663 К і теплопровідність в межах 0,23–0,35 Вт/(м·К). В якості полімеру 1 (матриці) умовно прийнято полімер, за технологією якого перероблювали гібридну композицію. Полімер 2 вважали наповнювачем. Концентрація полімеру 2 в полімері 1 відповідала точці перегину на кривій $\lg I - \phi$ (рис. 3).

Оскільки поліарилат (полімер 1) має температуру переробки $T_n = 543 \pm 10$ К, що нижче температури

розм'якшення полііміду і ароматичного поліаміду, то ця суміш полімерів не утворювала взаєморозчинної системи і, відповідно, отриманий гібридний композит мав низьку зносостійкість (табл. 4). Якщо температура переробки полімеру 1 (ароматичний поліамід, $T_n = 613 \pm 5$ К) вища за температуру розм'якшення або плавлення кристалітів полімеру 2 (фторопласт-4, $T_n = 600$ К; фторопласт-40Ш, $T_n = 543$ К), то завдяки низькій адгезії фторполімерів до інших полімерів не відбувається сумісність полімерів і, як наслідок, низька зносостійкість при навантаженні від НВ до Рк₁. Встановлено, що для суміші ароматичний поліамід–фторопласт інтенсивність зношування знижується при зменшенні розміру частинок фторопласту і наближенні їх форм до кульової (фторопласт-4А – крупні лусочки, фторопласт-4ПН і фторопласт-4 – волокниста форма частинок, фторопласт-40Ш і 4Д – кульова форма частинок) (табл. 4).

Полімери, які мають близькі температури переробки, розм'якшення і теплостійкість за Віка при 50 МПа (Тв), утворюють частково сумісні гібриди, які є двофазні колоїдні системи з поверхнево-розчинними частинками. Властивості таких систем значною мірою визначаються характером їх фазової структури і фізичним станом компонентів.

Такі системи утворюють поліілід ($T_n = 658 \pm 5$ К; $T_b = 543\text{--}553$ К), ароматичний поліамід ($T_n = 613 \pm 5$ К, $T_b = 553\text{--}563$ К), поліоксадіазол ($T_n = 663 \pm 10$ К, $T_b = 523\text{--}543$ К) і поліфенілхіноксалін ($T_n = 628 \pm 5$ К, $T_b = 523\text{--}543$ К). Зносостійкість таких сумішей вища інших сумішей полімерів, але нижча ненаповнених полімерів (табл. 4). Як видно з табл. 4, для таких сумішей

інтенсивність зносу нижча в тому випадку, коли T_n полімеру 1 вище T_n полімеру 2.

На відмінність механізмів тертя при обмеженому мащенні та при терті без мащення вказують результати рис. 4. При терті без мащення збільшення вмісту ароматичного поліаміду в полііліді (полімери близьких T_b) приводить до експоненціального закону збільшення інтенсивності зношування. І, навпаки, при терті з обмеженням (10%) мащенням крива інтенсивності зношування при $N_1 = 200$ Н та $N_1 = 350$ Н проходить через максимум вмісту 25-32% ароматичного поліаміду.

5. Вплив графітованих наповнювачів. Розупорядкування поверхні композиту підвищує теплопровідність і, відповідно, інтенсивність зношування. Але одночасно може змінитися адсорбційна здатність поверхні тертя. Для перевірки цього в поліілід вводили речовину однієї природи: графіт колоїдний С-1, графіт з міжшаровою сполукою $FeCl_3$ (ШСГ) і термічно розщеплений графіт (ТРГ).

ШСГ отриманий при взаємодії графіту з $FeCl_3$ і характеризується великими товщинами заповненого шару і періодами ідентичності вздовж вісі с. ТРГ отриманий обробкою графіту хлорною кислотою з наступним спінюванням при 1270 К до об'єму, який перевищує об'єм вихідного графіту в 100-200 разів. ТРГ характеризується в'яловим розташуванням розщеплених графітових пластинок, які зсунуті по гвинтовій лінії, і у 20-100 разів більш низькою теплопровідністю, ніж вихідний графіт.

Таблиця 4

Інтенсивність зношування композитів на основі суміші термотривких полімерів при 10%-вій витраті авіаційної оливи МС-20

Композит	Інтенсивність зношування, ($\times 10^{-7}$) мм ³ / (Н·м)	
	I ₁	I ₂
Фторопласт-4Д + 24,3 об.% поліарилату	171±4	171±3
Поліарилат + 13,6 об.% полііміду	106	106
Поліарилат+13,8 об.% ароматичного поліаміду	91	85
Поліфенілхіноксалін+16,1 об.% поліарилату	14,7±0,8	8,9±0,6
Поліілід	1,0±0,05	0,3±0,02
Поліілід + 16,6 об.% поліарилату	11,2	20,6
Поліілід + 10,2 об.% ароматичного поліаміду	11,2	7,8
Поліілід + 15,5 об.% поліоксадіазолу	5,9	2,9
Поліілід + 15,5 об.% поліфенілхіноксаліну	3,2	1,6
Ароматичний поліамід	2,5	1,1
Ароматичний поліамід + 16,3 об.% поліарилату	30±2,5	35±2
Ароматичний поліамід + 29,5 об.% полііміду	18,0	8,0
Ароматичний поліамід + 15,2 об.% поліоксадіазолу	12,3	7,5
Ароматичний поліамід + 15,2 об.% поліфенілхіноксаліну	5,6	4,6
Ароматичний поліамід + 9,6 об.% фторопласту-4А	25,4	43,7
Ароматичний поліамід + 9,6 об.% фторопласту-4ПН	16,3	8,9
Ароматичний поліамід + 9,6 об.% фторопласту-4	8,1	6,8
Ароматичний поліамід + 12,3 об.% фторопласту-40Ш	23,9	5,7
Ароматичний поліамід + 9,6 об.% фторопласту-4Д	57,7	2,2

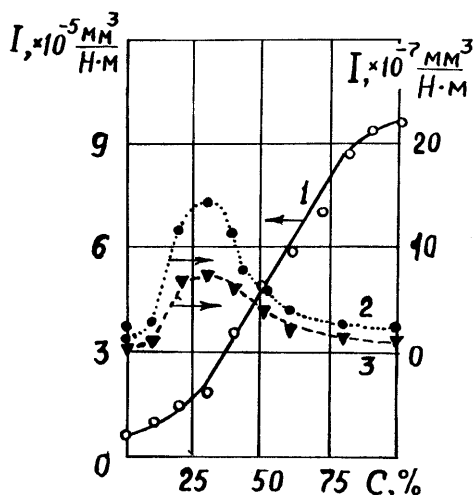


Рис. 4. Залежність інтенсивності зношування (I) композиту на основі суміші термостійких полімерів поліімід ПМ-69 + ароматичний поліамід фенілон С-2 від вмісту (с) ароматичного поліаміду в полііміді при терті без мащення ($V = 0,5$ м/с; $S_1 = 2$ км (1) та при обмеженому мащенні (10%) авіаційною оливою МС-20 на шляху тертя S_1 (2) та S_2 (3).

В ряду графітів С-1, ШСГ, ТРГ збільшується ступінь розупорядкування структури, адсорбційна здатність і знижується теплопровідність графітів і композитів на їх основі (рис. 5а). Як видно з рис.5, в такому ж порядку наповнювачів знижується також інтенсивність зношування композиту. Для остаточного виявлення вирішального фактору (адсорбція або теплопровідність) у наповнений вуглецевими волокнами поліамід додатково вводили речовину аеросил А-300 з питомою поверхнею частинок $300 \text{ м}^2/\text{г}$ і відповідною адсорбційною здатністю. У цьому випадку інтенсивність зношування при обмеженому мащенні різко зростала (рис. 5а, крива 7 та рис. 5б, криві 7,8). При терті без мащення (рис. 5б, криві 9,10) крива інтенсивності зношування проходить через мінімум 1,65–1,35% вмісту аеросилу А-300.

Таким чином, гетерогенна структура композиту, яка виникає при наповненні термостійких полімерів волокнистими і порошковими твердими речовинами або в процесі гібридизації полімерної матриці, сприяє зниженню зносостійкості матеріалу. Розупорядкування кристалічної структури графіту або турбостратної структури вуглецевих волокон призводить до підвищення зносостійкості композиту, що в більшій мірі пов'язане із зниженням теплопровідності, ніж з підвищенням адсорбційної здатності вуглецевих матеріалів.

Безперечно, на ці процеси впливають такі явища, як утворення частинками високодисперсних графітів або дроблених волокон ланцюжкових структур і полімерів тертя.

Так, частинки колоїдного графіту С-1 утворюють ланцюжкові структури за концентрацією $c \geq 30\%$, графіту ТРГ практично від $c \geq 0,1\%$, що відбивається на теплопровідності композиту: графіт ТРГ з відносно низькою теплопровідністю утворює полімерні композити з високою теплопровідністю вже при низьких концентраціях. З підвищенням температури

зростає теплопровідність термостійких полімерів та композитів на їх основі, що знижує ефективність обмеженого мащення.

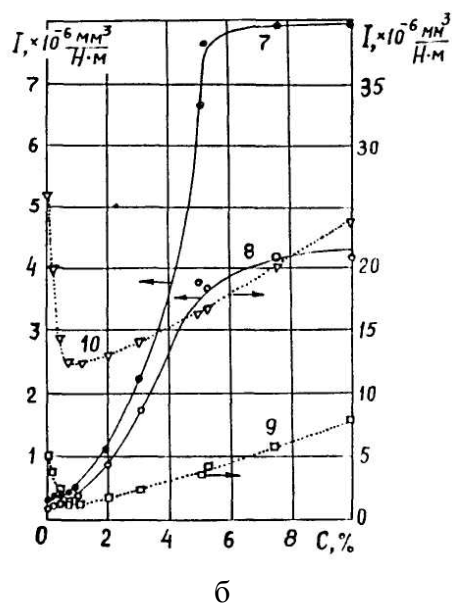
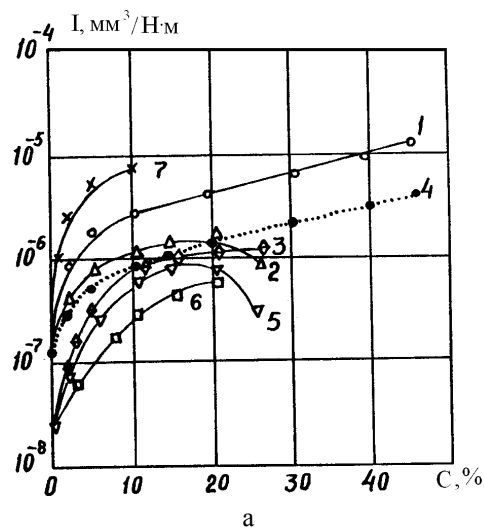


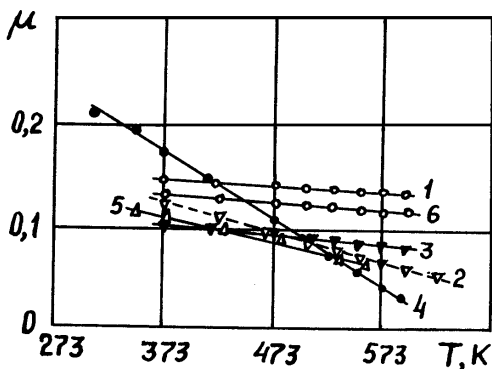
Рис.5. Залежність інтенсивності зношування (I) (а,б) полііміду ПМ-69 (1–6) та композиту на основі ароматичного поліаміду + 20% графітованого волокна ТГН-2м (7–10) від вмісту наповнювача (с):

1,4 – колоїдний графіт С-1; 2,5 – графіт з міжшаровою сполукою FeCl_3 ; 3,6 – термічно розщеплений графіт; 7–10 – аеросил А-300; 4' – теоретична крива; 1–8 – тертя при 10% витраті оливи МС-20; 9–10 – тертя без мащення; 1-3, 8, 10 – I_1 (S_1); 4-7, 9 – I_2 (S_2).

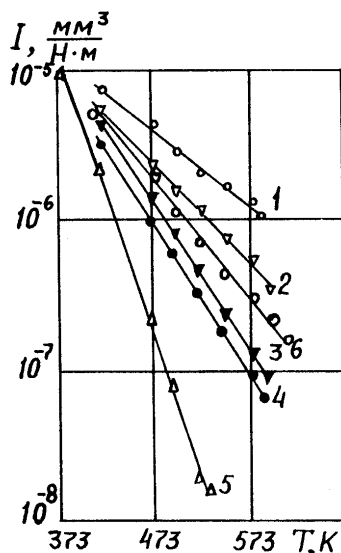
6. Утворення полімерів тертя на поверхнях твердих тіл при обмеженому мащенні:

На рис. 6 показані залежності питомої інтенсивності зношування і коефіцієнта тертя від температури матеріалів на основі термостійких полімерів при 10%-му обмеженому мащенні авіаційною оливою МС-20 і граничному навантаженні при ковзанні по сталі 45 при ступінчастому підвищенні температури спряжених поверхонь від 423 до 548–603 К через 5 км тертя на 10 К. Як видно з рис. 6,

тривале тертя при високих температурах приводить до утворення полімерів тертя з мастильного матеріалу, внаслідок чого знижується інтенсивність зношування і коефіцієнт тертя (рис. 6), і тим більше, чим менша концентрація вуглецевого волокна, а значить і теплопровідність композиту. Залежність $I = f(T)$ носить нелінійний характер, а $\mu = \psi(T)$ – лінійний. Ефект підвищення зносостійкості із зростанням температури при обмеженому мащенні більший для композитів на основі ароматичного поліаміду, ніж на основі ароматичного поліаміду. Заміна частини графітового волокна ТГН-2м або ВМН-4 високонаповненої композиції порошками з низькою теплопровідністю (політетрафторетилен, базальтове волокно) (рис. 6, криві 1,2) приводить до зниження інтенсивності зношування композиту при підвищенні температури. Найбільший ефект спостерігається для низьконаповненого композиту на основі ароматичного поліаміду, 10% графітового наповнювача (волокно ТГН-2м + графіт АРВ), 7,5% перфторполієфіру



а



б

Рис. 6. Залежність питомої інтенсивності зношування (I) (а) і коефіцієнта тертя (μ) (б) від температури (T) композитів на основі термостійких полімерів при 10%-му обмеженому мащенні авіаційною оливою МС-20 і граничному навантаженні:

1 – ароматичний поліамід фенілон С-2 + 35% графітового волокна ТГН-2м + 5,7% ПЕФ-240;
2 – фенілон С-2+13,8% графітового волокна ТГН-2м + 15% політетрафторетилену-4ДПТ + 1,2% частково

карбонізованого при 600 К волокна на основі кополімеру ПАН;
3 – фенілон С-2 + 10% графітового волокна ТГН-2м + 5,7% ПЕФ-240;
4 – фенілон С-2 + 15,8% графітового волокна ВМН-4 + 6,3% графіту АРВ + 25,3% базальтового волокна з покриттям 1% ароматичного поліаміду;
5 – поліамід ПМ-69 + 7,5% графітового волокна ТГН-2м + 7,5% перфторполієфіру ПЕФ-240 + 7,5% карбіда титану + 3% графіту С-1;
6 – фенілон С-2 + 20% графітового волокна ТГН-2м + 5,7% ПЕФ-240.

ПЕФ-240 і 7,5% порошку карбіда титану ($d = 0-10$ мкм) (рис. 6, крива 5). При мінімальній концентрації графітового наповнювача введення перфторолефірної рідини ПЕФ-240 (з високою термостійкістю, низьким поверхневим натягом і малою сумісністю з поліамідом) приводить до переміщення ПЕФ-240 під дією механічних і теплових напружень до поверхні тертя і утворення поверхневих шарів. Такі шари чинять опір утворенню полімерів тертя. Процес переміщення ПЕФ-240 активізується з підвищенням температури, що відбивається на коефіцієнті тертя (рис. 6б).

Наявність у поверхневих шарах композиту твердих частинок карбіда титану приводить до вирівнювання шорсткої поверхні, збільшення площі фактичного контакту, зниження фактичних навантажень і тиску в мастильному шарі. Таку ж роль виконують високомодульні вуглецеві волокна і абразивні базальтові волокна, що значно знижує коефіцієнт тертя із зростанням температури (рис. 6 крива 4).

Досліджували методом ІЧ-спектроскопії вихідне мастило (роздавлена крапля) та продукти, що утворилися після 10 год. тертя поліаміду по сталі за температури 523 К і обмеженому (20%) мащенні. Продукти тертя і зношування були зняті з контактних поверхонь розчином вазелінової оливи в бензині (1:3). На призми ІЧ-спектрометра був нанесений в'язкий розчин (розчинник випаровувався за температури 373 К). Товщина плівки на призмах була в межах 50–60 мкм.

Результати розшифровки ІЧ-спектрів за [40-42] показали, що плівка має структуру ароматичного типу. Виявлені смуги валентних $=C-H$ (різке поглинання при 3030 см^{-1}) і площинних коливань скелету $-C=C-$ (середнє поглинання $1500-1600\text{ см}^{-1}$). Ароматичний характер продуктів зношування доводиться смугами $1450-1600, 1500-1600, 1660-2000, 3000-3050\text{ см}^{-1}$.

Поліциклічність продуктів доводиться наявністю смуг поглинання при 1500 і 1600 см^{-1} і посилення смуг при $1450-1600\text{ см}^{-1}$. Оскільки інтенсивність поглинання збільшується в ряді смуг $1450\ 1500\ 1600\text{ см}^{-1}$, то це доводить, що полімер має спряжені кільця з подвійними зв'язками і групами NO, CO і $C=C$.

Відносне розміщення замісників в ароматичному ядрі встановлено за поглинаннями $650-1000, 1000-1250, 1660-2000\text{ см}^{-1}$. Наявність інтенсивних смуг $1450-1600$ і 3000 см^{-1} віднесено до циклооктатетрасену і поліфенілетилєну. Специфічні смуги при $738-746\text{ см}^{-1}$ разом з іншими смугами для поліциклічних сполук віднесені до бензантрацену і

нафталінових похідних (ацетонафтілен, вінілнафтілен та інші).

Таким чином, полімери тертя являють собою високодисперсні частинки продуктів зношування полімерів і полімеризації, циклізації, термічної та оксидаційно-відновлювальної деструкції нафтових і ароматичних сполук вуглеводневої оливи, на яких сорбуються ПАВ і молекули мастила.

Висновки

1. Рівень показників фізико-механічних властивостей підвищується під час наповнення термостійких полімерів вуглецевими волокнами, отриманими з гідратцелюлози або кополімерів гідратцелюлози та поліакрилонітрилу, ніж чистого поліакрилонітрилу, і тим більше, чим нижча кінцева температура термообробки органічних волокон та в середовищі метану, ніж азоту. При цьому фізико-механічні властивості самих вуглецевих волокон мають впливають на аналогічні характеристики полімерних композитів.

2. Тип вуглецевого волокна та природа термостійкого полімеру (окрім м'яких полімерів) мало впливають на величини коефіцієнтів тертя в режимі надграничних та граничних навантажень при терті без мащення, при цьому коефіцієнт антифрикційності залежить від природи полімерів і мало залежить від типу вуглецевого волокна.

3. Серед ненаповнених термостійких полімерів зносостійкість твердих жорстколанцюгових значно вища, ніж м'яких в режимі надграничних навантажень при терті без мащення, і, найбільша для ароматичного полііміду.

4. У режимі надграничних навантажень при терті без мащення зносостійкість композицій на основі термостійких полімерів та вуглецевих волокон сильно залежить від природи полімеру (максимальна зносостійкість характерна для ароматичного поліаміду), при цьому співвідношення між максимальною і мінімальною зносостійкістю становить 50 разів. У режимі граничних навантажень мінімальну зносостійкість мають композити на основі поліетилену, для решти полімерних матриць композити мають близьку зносостійкість, при цьому співвідношення між максимальною і мінімальною зносостійкістю становить 120 разів. Для композитів на основі поліетилену збільшення концентрації вуглецевого волокна від 18 до 26% приводить до зростання зносостійкості у 3 рази в режимі

надграничних навантажень і у 30 разів – в режимі граничних навантажень.

5. Максимальне антифрикційне зміцнення за зносостійкістю при терті без мащення термостійких полімерів під час введення вуглецевих волокон спостерігається для композитів на основі м'яких полімерів (максимальне для політетрафторетилену), а мінімальне – для композитів на основі ароматичних поліімідів, при цьому карбонізовані волокна більш ефективні, ніж графітовані, а вуглецеві волокна на основі гідратцелюлози ефективніші, ніж на основі поліакрилонітрила.

6. Виявлено, що мінімальна інтенсивність зношування при надграничних навантаженнях не залежить від природи мастильного середовища і знаходиться в межах 15-20% від номінальної витрати мастильної рідини, а при граничних навантаженнях ця величина відповідає 10-30%-вій витраті мінеральної оливи та 20-50%-вій витраті синтетичної рідини.

7. Показано, що гетерогенна структура композиту, яка виникає при наповненні термотривких полімерів волокнистими і порошкоподібними твердими речовинами або в процесі гібридизації полімерної матриці, сприяє зниженню зносостійкості матеріалу в умовах граничних навантажень та обмеженого мащення. Розупорядкування кристалічної структури графіту або турбостратної структури вуглецевих волокон призводить до підвищення зносостійкості композиту, що більшою мірою пов'язане із зниженням теплопровідності, ніж з підвищенням адсорбційної здатності вуглецевих матеріалів та утворенням впорядкованих граничних шарів і полімерів тертя на полімерних поверхнях.

8. Знайдено, що між інтенсивністю зношування та теплопровідністю існує лінійний зв'язок з підвищенням теплопровідності композиту зношування зростає при обмеженому мащенні та знижуються при терті без мащення.

Сіренко Г.О. – доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри теоретичної і прикладної хімії;

Базюк Л.В. – викладач кафедри теоретичної і прикладної хімії, магістр;

Кузишин О.В. – викладач кафедри теоретичної і прикладної хімії, магістр;

Свідерський В.П. – кандидат технічних наук, доцент кафедри зносостійкості та надійності машин.

- [1] *Справочник по пластическим массам* / Под ред. С.В. Шуцкого, А.В. Голубева, К.Н. Власова и др. Химия, М. 285 с. (1967).
- [2] *Справочник по пластическим массам*. У 2-х том. Т.1. / Под ред. М.И. Гарбара, М.С. Акутина, Н.М. Егорова. Химия. М., 463 с. (1967); Т.2. / Под ред. М.И. Гарбара, В.М. Катаева, М.С. Акутина. Химия, М. 518 с. (1969).
- [3] В.В. Коршак. *Химическое строение и температурные характеристики полимеров*. Наука. М., 420 с. (1970).
- [4] *Справочник по пластическим массам*. В 2-х том. / Под ред В.М. Катаева, В.А. Попова, Б.И. Сажина. Химия, М. 448 с. (Т.1), 568 с. (Т.2). (1975).
- [5] Г.А. Сиренко, В.П. Свидерский, В.Д. Герасимов, В.З. Никонов. *Антифрикционные термостойкие полимеры*. Техніка, К. 246 с. (1978).

- [6] В.В. Коршак. *Термостойкие полимеры*. Наука, М. сс.12-14 (1969).
- [7] Н. Исикава, Е. Кобаяси. *Фтор: Химия и применение*. Мир, М. 278 с. (1982).
- [8] Д.Д. Чегодаев, З.К. Наумова, Ц.С. Дунаевская. Фторопласты. *Госхимиздат*. Л. 192 с. (1960).
- [9] Ю.А. Паншин, С.Г. Малкевич, Ц.С. Дунаевская. *Фторопласты*. Химия, Л. 231 с. (1978).
- [10] С.Б. Айнбиндер, Э.Л. Тюнина. *Введение в теорию трения полимеров*. Зинатне, Рига. 224 с. (1978).
- [11] *Пластики конструкционного назначения (реактопласты)* / Под ред.. Е.Б. Тростянской. Химия, М. 304 с. (1974).
- [12] Ю.П. Гетьманчук, М.М. Братичак. *Хімія та технологія полімерів*. Бескид Біт, Львів. 496 с. (2006).
- [13] *Термопласты конструкционного назначения* / Под ред. Е.Б. Тростянской. Химия, М. 240 с. (1975).
- [14] М.Ю. Кацнельсон, Г.А. Балаев. *Полимерные материалы: Справочник*. Химия, Л. 317 с. (1982).
- [15] В. Бажант, В. Хваловски, И. Ратоуски. *Силиконы*. Госхимиздат, М. 710 с. (1960).
- [16] Л.Б. Соколов, В.Д. Герасимов, В.М. Савинов, В.К. Беляков. *Термостойкие ароматические полиамиды*. Химия, М. 256 с. (1975).
- [17] М.И. Бессонов, М.М. Котон, В.В. Кудрявцев, Л.А. Лайус. *Полиимиды – новый класс термостойких полимеров*. Наука, Л. 328 с. (1983).
- [18] Е.В. Зиновьев, А.Л. Левин, М.М. Бородулин, А.В. Чичинадзе. *Полимеры в узлах трения машин и приборов: Справочник* / Под ред. А.В. Чичинадзе. Машиностроение, М. 208 с. (1980).
- [19] В.А. Белый, А.И. Свириденко, М.И. Петроковец, В.Г. Савкин. *Трение полимеров*. Наука, М. 204 с. (1972).
- [20] В.А. Белый, А.И. Свириденко, М.И. Петроковец, В.Г. Савкин. *Трение и износ материалов на основе полимеров*. Наука и техника, Минск. 432 с. (1976).
- [21] Г.М. Бартенев, В.В. Лаврентьев. Трение и износ полимеров. Химия. Л., 240 с. (1972).
- [22] И.И. Новиков, В.П. Захаренко, Б.С. Ландо. *Бессмазочные поршневые уплотнения в компрессорах*. Машиностроение, Л. 238 с. (1981).
- [23] А.М. Завойко, И.И. Новиков, Г.А. Сиренко и др. Определение оптимального расхода смазки цилиндров установок полиэтилена // *Химическое и нефтяное машиностроение*, (1), сс. 19-21 (1984).
- [24] Mita Itaru. Thermally stable polymers // *J. Chem. Soc. Jap (Ind. Chem. Sec.)*. **73** (7), pp. 1961-1971 (1970).
- [25] Ю.А. Видякин, Е.Б. Доброклонский, Т.Ф. Кондратьева. *Оппозитные компрессоры*. Машиностроение, Л. 432 с. (1979).
- [26] Г.О. Сіренко, Л.Я. Мідак. Вплив твердого мастила і технологічних параметрів на антифрикційні та інші механічні властивості композиційного матеріалу на основі політетрафторетилену та карбонового волокна // *Фізика і хімія твердого тіла*, **5**(1), сс. 162-172 (2004).
- [27] Г.О. Сіренко, В.П. Свідерський, Л.В. Караванович. Залежність теплофізичних властивостей полімерних матеріалів від типу і форми наповнювачів // *Фізика і хімія твердого тіла*, **5**(3), сс. 557-563 (2004).
- [28] Л.Я. Мідак, Г.О. Сіренко, В.П. Свідерський. Повзучість композиційних матеріалів на основі політетрафторетилену при одновісному стисненні // *Фізика і хімія твердого тіла*, **5**(4), сс. 819-824 (2004).
- [29] Г.О. Сіренко, Л.В. Базюк, В.П. Свідерський, С.М. Тараненко. Залежність теплофізичних властивостей від температури для багатокомпонентної композиції на основі ароматичного поліаміду // *Фізика і хімія твердого тіла*, **6**(3), сс. 486-494 (2005).
- [30] Г.О. Сіренко, Л.Я. Мідак, В.П. Свідерський, Л.В. Базюк. Вплив суміжних поверхонь на антифрикційні властивості композиційних полімерних матеріалів: Карбопластики за ХМА-технологією // *Фізика і хімія твердого тіла*, **6**(4), сс. 692-701 (2005).
- [31] Г.О. Сіренко, Л.Я. Мідак, М.Б. Квич. Пошук оптимального вмісту вуглецевого волокна в полімерній матриці антифрикційного композиту // *Фізика і хімія твердого тіла*, **7**(1), сс. 172-176 (2006).
- [32] Г.О. Сіренко, Л.В. Базюк, В.П. Свідерський. Зв'язок теплофізичних та антифрикційних властивостей композиційних матеріалів з концентрацією багатокомпонентних наповнювачів // *Фізика і хімія твердого тіла*, **7**(2), сс. 357-366 (2006).
- [33] Г.О. Сіренко, М.Б. Квич, В.І. Кириченко. Відновлення міді в поверхневих шарах металізованого карбонового волокна // *Фізика і хімія твердого тіла*, **7**(3), сс. 544-550 (2006).
- [34] Г.О. Сіренко, Л.В. Базюк. Вплив параметрів графітів на зносостійкість композиційних матеріалів на основі ароматичного поліаміду // *Фізика і хімія твердого тіла*, **8**(2), сс. 397-404 (2007).
- [35] Г.О. Сіренко, Л.В. Базюк, О.В. Шийчук. Залежність показників фізико-механічних властивостей композитного матеріалу на основі політетрафторетилену від параметрів розподілу вуглецевих волокон // *Фізика і хімія твердого тіла*, **8**(3), сс. 601-609 (2007).
- [36] Г.О. Сіренко, М.Б. Квич, Л.Я. Мідак. Структура та фазовий склад поверхневих плівок карбонового волокна, омідненого в присутності PbS // *Фізика і хімія твердого тіла*, **9**(1), сс. 153-161 (2008).
- [37] Г.О. Сіренко, Л.В. Базюк. Залежність фізико-механічних властивостей композитного матеріалу від параметрів розподілу волокон за довжинами // *Фізика і хімія твердого тіла*, **9**(4), сс. 909-915 (2008).
- [38] Г.О. Сіренко, Л.В. Базюк, Л.Я. Мідак, В.П. Свідерський, О.С. Дробот. Залежність антифрикційних властивостей карбопластиків з орієнтованими волокнами від температури суміжної поверхні пари тертя // *Фізика і хімія твердого тіла*, **10**(4), сс. 929-934 (2009).

- [39] Б.С. Фотин, И.Б. Пирумов, И.К. Прилуцкий, Н.И. Пластинин. *Поршневые компрессоры* / Под общ. ред. Б.С. Фотина. Машиностроение, Л. 372 с. (1987).
- [40] Л. Белами. *Инфракрасные спектры сложных молекул*. Издательство, М. 591 с. (1963).
- [41] *Инфракрасные спектры поглощения полимеров и вспомогательных веществ* / Под ред. В.М. Чуловского. Химия, Л. 356 с. (1969).
- [42] Ю.А. Пентин, Л.В. Вилков. *Физические методы исследования в химии*. Мир, М. 684 с. (2003).
- [43] Г.О. Сіренко, О.В. Кузишин. Зношування твердих тіл при наявності на їх поверхнях наноплівочок мастильних матеріалів: оцінка гідродинамічних ефектів та розрахунок товщини плівок // *Фізика і хімія твердого тіла*, 6(3), сс. 508-514 (2005).

Н.А. Sirenko¹, L.V. Bazuyk¹, O.V. Kuzyshyn¹, V.P.Sviderskyi²

Antifriction Properties of Thermostable Polymers and Their Mixtures in Conditions of Overboundary and Boundary Loading in Friction with Restricted Lubrication

¹*Vasyl Stefanyk' Precarpathian National University, 57, Shevchenko Str., Ivano-Frankivsk, 76000, Ukraine*

²*Khmelnysky National University 11, Instytutska Str., Khmelnytsky, 29016, Ukraine*

Advantages of the high thermostable polymers on the regular low thermostable as advanced composition materials for metallo-polymer friction blocks in conditions of boundary loading and high temperatures using comparison analysis of physico-mechanical and thermal properties have been shown. Influence of character of polymer matrixes and fillers – carbon fibers on antifriction properties of composites in conditions of overboundary and boundary loading in friction with no and restricted lubrication has been found out. Wear stability increases when mixtures of high thermostable polymers as polymer matrix are used.