

Г.О. Сіренко<sup>1</sup>, Л.Я. Мідак<sup>1</sup>, В.П. Свідерський<sup>2</sup>, О.С. Дробот<sup>2</sup>, Л.В. Караванович<sup>1</sup>

## Вплив суміжних поверхонь на антифрикційні властивості композиційних полімерних матеріалів. Орієнтовані карбопластики

<sup>1</sup>Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника,  
вул. Шевченка, 57, м. Івано-Франківськ, 76000, Україна

<sup>2</sup>Хмельницький національний університет,  
вул. Інститутська, 11, м. Хмельницький, 29000, Україна

Досліджено залежність антифрикційних властивостей полімерних композитів, наповнених вуглецевими волокнистими матеріалами, від механічних і теплофізичних властивостей суміжних поверхонь твердих тіл. Встановлено, що на зношування суміжної поверхні визначальний вплив здійснює орієнтація шарів наповнювача композиційного матеріалу відносно вектора швидкості. Встановлено, що для орієнтованих композиційних матеріалів антифрикційні властивості не залежать від твердості суміжної поверхні, а визначаються станом вихідної поверхні контртіла і поверхневими шарами, що утворюються на поверхнях зразка і суміжної поверхні в процесі тертя і зношування.

**Ключові слова:** орієнтований карбопластик, полімерна матриця, вуглецеве волокно, суміжна поверхня, орієнтація наповнювача, напрямок армування, інтенсивність зношування, мікротвердість.

*Стаття постуила до редакції: 12.02.2005 прийнята до друку: 30.05.2005*

### I. Вступ

Аналіз робіт [1-3] свідчить, що зносостійкість полімерних композитів обумовлена їх фізико-механічними, реологічними та деформаційно-міцнісними характеристиками. Так, інтенсивність абразивного зношування полімерних композитів суттєво залежить від механічних властивостей, природи, структури і розмірів частинок наповнювачів, структури матеріалу композиту, його твердості, міцності, пружності, а також геометрії і розмірів абразивних частинок, співвідношення твердостей абразиву і композиту, рівня зовнішньої силової дії на контакті [4-9].

Це твердження ґрунтується на тому, що для окремих груп металів і полімерів, а також для деяких полімерних композитів з однокомпонентним наповнювачем, при підборі певних умов випробувань знайдений лінійний зв'язок між абразивною зносостійкістю і твердістю, модулем пружності, міцностями при зсуві, зрізі, стисненні і розтягуванні, границею текучості, енергією деформації і властивостями від втоми [1,2,9].

Але для цілого комплексу явищ абразивного зношування і зношування на рівних суміжних поверхнях та для багатокомпонентного полімерного композиту такого зв'язку не знайдено. Причина цього пов'язана зі специфічною зміною показників фізико-механічних властивостей полімерів при

введенні наповнювачів, утворенні проміжної плівки та зміною топографії грубих поверхонь при терті по одному сліду і відсутності цієї можливості при терті по новому сліду, впливу фізико-механічних властивостей суміжних поверхонь на тертя та зношування композитних полімерних матеріалів.

Автори [10] доводять, що на залежність зношування карбопластиків на основі термореактивних смол і 30-50 об.% вуглецевих волокон (ВВ) (високомодульних (НМ) і високоміцних (НТ)) від температури мало впливає тип контртіла і його топографія, а зношування визначається активністю вуглецевих волокон.

Обмежена кількість робіт присвячена вивченню впливу природи і шорсткості суміжної поверхні на антифрикційні властивості карбопластиків. Автори [11] прийшли до висновку, що початковий процес зношування карбопластиків визначається шорсткістю суміжної поверхні, причому для карбопластиків, армованих вуглецевими волокнами типу НТ, знос на порядок вищий, ніж для волокон типу НМ. Із збільшенням шляху тертя інтенсивність зношування і шорсткість суміжної поверхні зменшується.

Кореляції між зносом і коефіцієнтом тертя не виявлено [12,13]. Знайдено, що зносостійкість карбопластиків залежить від модуля пружності, міцності при розтягуванні, міжшарової міцності композитів [14]. У [13] не знайдено кореляції між інтенсивністю зношування та твердістю, міцністю та

відносною деформацією при розтягуванні.

У [15] показано, що проміжна плівка на суміжних металевих поверхнях збільшує зношування крихких полімерів і зменшує зношування пластичних полімерів. Адезія проміжної плівки залежить від абразивності ВВ для суміжної поверхні [16]. Композити з волокнами типу НТ або не утворюють на контртілах проміжних плівок, або такі плівки носять нерегулярний характер. Тому за короткий час тертя ВВ змінюють топографію суміжної поверхні до оптимальної за рахунок її зношування і полірування [17,18]. І навпаки, зношування композитів з графітованими ВВ типу НМ, які менш абразивні, ніж ВВ типу НТ [19], у великій мірі залежить від вихідної шорсткості суміжних поверхонь. Топографія поверхні металічного контртіла є домінуючим фактором у визначенні ступеня зношування карбопластиків не тільки на початку, але й у процесі тертя, коли вона створюється самим композитом [20]. У [21] негативно оцінюють утворення рівної шорсткої поверхні контртіла від абразивної дії ВВ. Досліджено [20,21], що вода і водні розчини чинять опір утворенню проміжної плівки на суміжних поверхнях, в той же час ці плівки утворюються з органічних рідин і продуктів зношування матриці.

Топографія і природа суміжної поверхні визначають зношування карбопластиків у рідинах, причому вплив шорсткості контртіла на зношування більший в органічних рідинах, ніж у воді та при терті без мащення, що пов'язують з активізацією корозійних процесів при терті [21].

Мета роботи полягала у пошуку зв'язку інтенсивності зношування і коефіцієнта тертя полімерних композитів, наповнених вуглецевими волокнистими матеріалами, з механічними і теплофізичними властивостями суміжних поверхонь твердих тіл.

## II. Експериментальна частина

Для оцінки зв'язку антифрикційних властивостей орієнтованих карбопластиків з механічними і теплофізичними властивостями суміжних поверхонь досліджені карбопластики, які армовані волокнистим (С-50), стрічковим (НВМ-55) та тканинним (Т-1/0) вуглецевими наповнювачами.

Композит С-50 був виготовлений на основі епоксидної смоли ЕД-20 + 50% вуглецевого волокна грален (LM;  $T_k=1973$  К;  $\sigma_b=0,3-0,8$  ГПа;  $E_b=20-60$  ГПа) з хаотичним розташуванням у напрямку X і Y. Композит НВМ-55 був виготовлений на основі епоксидної ЕД-20 + фенолформальдегідної РФН-60 (1:1) смол + 55% графітованої стрічки ЛУ-2 (НТ; ПАН;  $T_k=2673$  К;  $\sigma_b=2,2-2,5$  ГПа;  $E_b=200-280$  ГПа) або графітованого волокна ВМН-4 (НМ; ПАН;  $T_k=2673$  К;  $\sigma_b=2,0-2,4$  ГПа;  $E_b=230-290$  ГПа). Композит Т-1/0 – на основі епоксидної смоли ЕД-20 + 60% вуглецевої карбонізованої тканини УУТ-2 (МТ; ГЦ;  $T_k=1123$  К;  $\sigma_b=1,1-2,3$  ГПа;  $E_b=70-120$  ГПа). Композит СМТ-55 – на основі епоксидної

смоли ЕД-20 + 55% вуглецевого волокна з тканини УТМ-8 (LM; ГЦ;  $T_k=1123$  К;  $\sigma_b=0,5-0,55$  ГПа;  $E_b=27-47$  ГПа), ДЕА-15 (НТ;  $T_k=1773$  К), грален та ВМН-4.

Класифікація вуглецевих волокон дана за [3]: LM – низькомодульні; НТ – високоміцні; НМ – високомодульні; МТ – середньої міцності; ГЦ – з гідратцелюлозної, ПАН – з поліакрилонітрильної тканини, стрічки або волокна;  $\sigma_b$  – міцність при розтягуванні;  $E_b$  – модуль пружності волокна при розтягуванні;  $T_k$  – кінцева температура термообробки волокон.

Дослідження зношування композитів проведені на модифікованій машині тертя [3,22] при швидкості ковзання  $V = 0,54$  м/с, питомому навантаженні  $P = 2$  МПа (нормальному навантаженні на один зразок  $N_i = 170$  Н) по контртілах (твердість за Бринеллем НВ; шорсткість поверхні – середнє квадратичне відхилення профілю поверхні  $Ra_0$ ), шлях тертя при випробуванні без мащення 450 км. Робоча частина складалася з шпинделя, на кінці якого була закручена головка з запресованою верхньою кулею. Остання з трьома нижніми кулями, що вільно перекочувалися у чашці, складала чотирикульову піраміду. Наявність верхньої кульової опори (чотирикульової піраміди) та нижньої вальничної системи, яка складалась з вальниці кочення радіально-упорної дворядної кульової та вальниці кочення упорної, дозволили відцентрувати систему контакту і зменшити час припрацювання та виконати вимірювання зносу без розбирання головки із дослідними зразками. До комплексу тензонометричного приладу входили: тензодавач із тензобалочкою, підсилювач 8АНЧ-7М, електронний потенціометр КСП-4. Зразки закріплювали у знімній головці. Вимірювання лінійних розмірів проводили у 8 точках разом з головою після її охолодження (не менше 0,5 год.) на вертикальному оптиметрі (точність вимірювання 0,001 мм).

Випробування проводили за схемою контактування {I} “торець пальця-площина”; режим постійного питомого і нормального навантаження [3]. Три зразки у вигляді прямокутного паралелепіпеда зі сторонами  $9,45 \pm 0,1$  і  $9,0 \pm 0,1$  та висотою  $15 \pm 0,1$  мм {I-5}) були оброблені шліфуванням і притиркою на плиті до  $Ra_0 = 0,3...0,4$  мкм, ковзали торцями по поверхні металічного контртіла, обробленої до початкової шорсткості  $Ra_0 = 0,2 \pm 0,03$  мкм.

Суміжні поверхні контртіл діаметром  $60 \pm 0,15$  мм і висотою  $10 \pm 0,15$  мм були виготовлені з: алюмінієвого стопу D-1 (технічний алюміній) (НВ 230 МПа); цинку електролітичного (НВ 233 МПа); міді електролітичної (НВ 658 МПа); спижив – кремністо-манганового Бр КМц 3-1 (НВ 730 МПа); циново-фосфористого Бр ОФ 6,5-0,15 (НВ 863 МПа); чавуну СЧ 20 (НВ 870); циново-олив'янистого спижу Бр ОС 12-2 (НВ 1100 МПа); сталі 10Х18Н9Т (НВ 1250 МПа); сталі 30Х13 (НВ 1750 МПа); сталі У8 (НВ 1795 МПа); сталі 45 (НВ 1868 МПа); сталі 38ХМЮА (НВ 1885 МПа); спижу Бр НТ 2;5 - 1 (НВ 3920 МПа); сталі 40Х (загартованої) (НВ 4400 МПа);

сталі 45 (загартованої) (НВ 4450 МПа); сталі У8 (загартованої) (НВ 5440 МПа); стопу групи вольфраму ВК 11 (НВ 8200 МПа) та ВК 6 (НВ 8400 МПа).

Дослідження зміни мікротвердості металевого контртіла при терті та зношуванні карбопластиків С-50, НВМ-55, Т-1/0 були проведені за схемою {I-5} [3] по сталі 45 (НВ  $4,6 \pm 0,1$  ГПа;  $Ra_0 = 0,3 \pm 0,03$  мкм) без мащення при  $P = 2$  МПа;  $V = 0,54$  м/с;  $T = 303$  К;  $S = 450$  км, а карбопластика СМТ-55 – по сталі 10X18H9T (НВ  $1,4 \pm 0,1$  ГПа;  $Ra_0 = 0,2 \pm 0,02$  мкм). Результати дослідження приведені на рис. 1 і в табл. 3.

### III. Результати та їх обговорення

#### 3.1. Схеми армування і контактування карбопластиків із суміжними поверхнями

Схеми армування композиту волокнистими матеріалами та контакту композит-контртіло дані за [23]. Для орієнтації волокон відносно площини ковзання і вектора швидкості в зарубіжній літературі прийняті такі позначення [18,24,25]: напрямок N – волокна спрямовані перпендикулярно до поверхні тертя і вектора швидкості; напрямок L – волокна спрямовані рівнобіжно до поверхні тертя і вектора швидкості; напрямок T – волокна спрямовані рівнобіжно до поверхні тертя, але перпендикулярно до вектора швидкості. Така схема далеко не вичерпує всі можливі випадки орієнтації волокон та шарів тканини і стрічок відносно поверхні тертя та вектора швидкості.

3.1.1. Введемо позначення напрямку волокон в орієнтованому волокнистому композиті, який не має шаруватості відносно площини тертя (перша літера) та напрямку ковзання (друга літера):

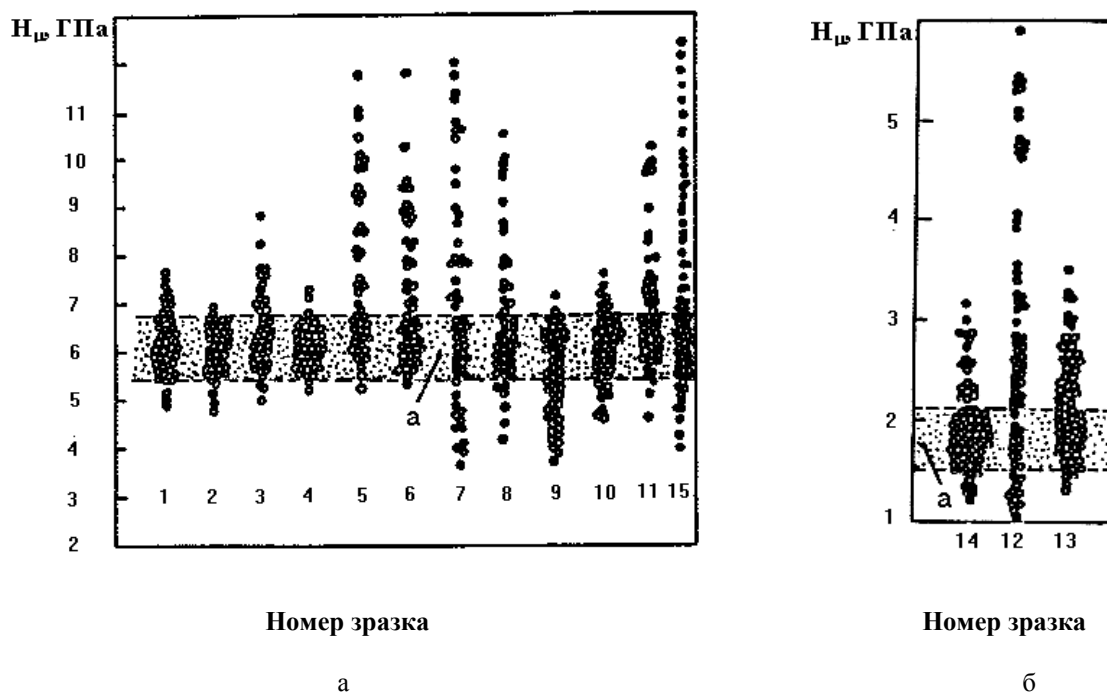
**LL** – волокна спрямовані рівнобіжно до поверхні тертя (**L**) і вектора швидкості (**L**);

**LT** – волокна спрямовані рівнобіжно до поверхні тертя (**L**) і перпендикулярно до вектора швидкості (**T**);

**NN** – волокна спрямовані перпендикулярно до поверхні тертя (**N**) і вектора швидкості (**N**).

3.1.2. Для шаруватих композитів на волоконній основі (карбоволокнити) необхідне введення чотирьох літер: перша і друга літери позначають орієнтацію шару волокон відносно поверхні тертя і вектора швидкості відповідно; третя і четверта – орієнтацію волокна в шарі відносно поверхні тертя і вектора швидкості відповідно.

Так, сполучення індексів **RRRR** характеризує схему армування композиту з короткими волокнами, які хаотично розташовані в просторі. Такий композит можна виготовити, якщо до зразка не прикладати спрямоване зусилля формування. Шаруваті композити з хаотичним розташуванням коротких або довгих волокон у шарі можна виготовити також при спрямованому зусиллі відносно шарів. Наприклад, при пресуванні композицій короткі волокна розташовуються хаотично в шарі, який перпендикулярний зусиллю пресування. Такі схеми реалізуються при армуванні матриці вуглецевим або синтетичним папером. Для таких композитів можливі три схеми армування (тут літера **R** вказує на випадковий кут нахилу волокон відносно поверхні



**Рис. 1.** Зміна мікротвердості вздовж поверхні сліду тертя сталі 45 (а) та 10X18H9T (б) після 450 км (а) і 200 км (б) ковзання карбоволокниту С-50 (1,2), карбоволокниту НВМ-55 (3-6), карботекстоліту Т-1/0 (7-11, 15) і карбоволокниту СМТ-55 (12-14) при напрямі армування: NNRR (1,12-14); LLRR (2); LLLL (3); LLLT (4); NNNN (5); NLNN (6); NNNN(LT) (7); NLNN(LL) (8); LLLL(LT) (9); LLLT(LL) (10); NLLL(NN) (11); NNLT(NN) (15); а – вихідна мікротвердість контртіла.

тертя і вектора швидкості):

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

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

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

Для односпрямованих шаруватих композитів, які виготовляють із стрічок, можливі такі основні схеми армування:

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

**LLLT** – шари волокон спрямовані паралельно відносно поверхні тертя (**L**) і вектора швидкості (**L**), а самі волокна – рівнобіжно до поверхні тертя (**L**) і перпендикулярно до вектора швидкості (**T**);

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

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

**NNNN** – шари волокон спрямовані перпендикулярно до поверхні тертя (**N**) і вектора швидкості (**N**), а самі волокна – перпендикулярно до поверхні тертя (**N**) і вектора швидкості (**N**);

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

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

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

швидкості (**T**);

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

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

**NLNN(LL)** – шари тканини спрямовані перпендикулярно до поверхні тертя (**N**) і паралельно відносно вектора швидкості (**L**), волокна основи тканини – перпендикулярно до поверхні тертя (**N**) і вектора швидкості (**N**), а волокна підткання – паралельно відносно поверхні тертя (**L**) і вектора швидкості (**L**);

**LLLT(LL)** – шари тканини спрямовані паралельно відносно поверхні тертя (**L**) і вектора швидкості (**L**), волокна основи тканини – рівнобіжно до поверхні тертя (**L**) і перпендикулярно до вектора швидкості (**T**), а волокна підткання – рівнобіжно до поверхні тертя (**L**) і вектора швидкості (**L**);

**LLLL(LT)** – шари тканини спрямовані паралельно відносно поверхні тертя (**L**) і вектора швидкості (**L**), волокна основи тканини – рівнобіжно до поверхні тертя (**L**) і вектора швидкості (**L**), а волокна підткання – рівнобіжно до поверхні тертя (**L**) і перпендикулярно до вектора швидкості (**T**).

### 3.2. Зв'язок інтенсивності зношування орієнтованих карбопластиків з механічними і теплофізичними властивостями суміжних поверхонь

Результати [23] дозволили встановити, що між інтенсивностями зношування орієнтованого карбопластика і суміжної металічної поверхні існує лінійний зв'язок: вибірковий коефіцієнт кореляції дорівнює  $r_{1,2} = 0,706$  ( $r_{кр}[\alpha = 0,05; f = 10] = 0,576$ ); довірчі інтервали для генерального коефіцієнта кореляції  $0,611 < \rho < 0,995$ . Причому, середнє квадратичне відхилення  $S$  і коефіцієнт варіації  $\gamma$  дорівнювали для карбопластика  $S_1 = 29,08$  і  $\gamma_1 = 72,8\%$ , для контртіла  $S_2 = 74,27$  і  $\gamma_2 = 140\%$ . Цей зв'язок встановлений для напрямків армування **LLRR**, **NNRR**, **LLLL**, **LLLT**, **NNNN**, **NLNN**, **LLLL(LT)**, **LLLT(LL)**, **NNNN(LT)**, **NLNN(LL)**, **NNLT(NN)**, **NLLL(NN)** композитів СМТ-55, НВМ-55 і Т-1/0 для одного контртіла і ковзання по сталі 45 (НВ  $4,35 \pm 0,15$  ГПа;  $Ra_0 = 0,35 \pm 0,05$  мкм) при  $p = 2$  МПа ( $N_i = 170$  Н),  $v = 0,54$  м/с за схемою {I-5} [3].

Задача прогнозування зносу орієнтованих карбопластиків при терті по металевих контртілах ускладнюється тим, що їх зношування не залежить від твердості контртіла (табл. 1).

Таблиця 1

Інтенсивність зношування карбопластика, армованого у напрямку LLLT і NLNN, при терті по сталях і кольорових металах і стопах

Суміжна поверхня	НВ, МПа	Інтенсивність зношування карбопластика ( $\cdot 10^{-6}$ ), $\text{мм}^3/(\text{Нм})$		Температура контргтіла при терті, К		Коефіцієнт тертя	
		LLLТ	NLNN	LLLТ	NLNN	LLLТ	NLNN
Алюмінієвий стоп Д1	230	26,3	31,3	361	350	0,26	0,36
Технічний цинк	233	2,9	9,5	385	425	0,34	0,75
Електролітична мідь	660	2,8	4,5	391	380	0,33	0,36
Спиж Бр КМц 3-1	730	6,2	8,2	385	390	0,32	0,65
Спиж Бр ОФ 6,5-0,15	860	5,2	2,6	400	365	0,30	0,34
Чавун СЧ 20	870	5,1	5,7	360	349	0,38	0,40
Спиж Бр ОС 12-2	1100	5,9	5,7	385	405	0,38	0,49
Сталь 10Х18Н9Т	1250	6,1	10,6	402	429	0,25	0,59
Сталь 30Х13	1750	5,5	7,8	373	415	0,31	0,43
Сталь У8 (відпалена)	1800	5,0	5,1	404	373	0,35	0,45
Сталь 45 (відпалена)	1870	4,4	4,6	393	374	0,34	0,36
Сталь 38ХМЮА	1890	5,3	6,1	365	383	0,41	0,37
Спиж Бр БНТ 2,5-1	3920	5,0	1,9	347	330	0,29	0,42
Сталь 40Х	4400	6,0	9,0	403	408	0,42	0,39
Сталь 45 (загартована)	4450	5,8	8,2	379	443	0,37	0,50
Сталь У8 (загартована)	5440	7,2	9,6	383	434	0,34	0,36
Стоп ВК 11	8200	2,0	5,1	390	395	0,49	0,49
Стоп ВК 6	8400	2,2	5,5	390	385	0,39	0,39

Таблиця 2

Коефіцієнти кореляції інтенсивностей зношування і коефіцієнтів тертя карбопластика з механічними і теплофізичними властивостями металічних контргтіл

Лінійний зв'язок між величинами	Метали і стопи	Напрям вуглецевих волокон, типи волокон і карбопластиків	Коефіцієнт кореляції $ r_{1,2} $	Число ступенів вільностей f	Критичне значення коефіцієнта кореляції при $\alpha = 0,05$ [27]
I~НВ	для всіх	для всіх	0,259	36	0,326
I~ $\sigma_B$	для всіх	для всіх	0,075	30	0,349
I~ $\sigma_T$	для всіх	для всіх	0,196	25	0,386
I~( $\sigma_B \delta$ )	для всіх	для всіх	0,265	26	0,379
I~( $\sigma_B \psi$ )	для всіх	для всіх	0,168	17	0,456
I~Е	для всіх	для всіх	0,097	21	0,416
I~ $\lambda$	для всіх	для всіх	0,366*	38	0,364
I~a	для всіх	для всіх	0,517*	15	0,482
I~Е <sub>g</sub>	для всіх	для всіх	0,732*	17	0,456
I~ $\lambda$	для сталей	стрічка ЛУ-2 NLNN	0,887*	7	0,666
I~ $\lambda$	для сталей	LLLТ	0,828*	7	0,666
I~ $\lambda$	для міді і мідних стопів	NLNN	0,957*	6	0,707
I~ $\lambda$	для міді і мідних стопів	LLLТ	0,103	6	0,707
I~a	для всіх	NLNN	0,282	8	0,632
I~a	для всіх	LLLТ	0,785*	7	0,666
$\mu$ ~НВ	для всіх	для всіх	0,185	35	0,330
$\mu$ ~ $\sigma_B$	для всіх	для всіх	0,667*	29	0,356
$\mu$ ~ $\sigma_T$	для всіх	для всіх	0,329	24	0,393
$\mu$ ~( $\sigma_B \delta$ )	для всіх	для всіх	0,780*	29	0,356
$\mu$ ~( $\sigma_B \psi$ )	для всіх	для всіх	0,091	19	0,433
$\mu$ ~Е	для всіх	для всіх	0,230	20	0,423
$\mu$ ~ $\lambda$	для всіх	для всіх	0,032	29	0,356
$\mu$ ~a	для всіх	для всіх	0,091	17	0,456
$\mu$ ~ ga	для всіх	для всіх	0,087	17	0,456
$\mu$ ~Е <sub>g</sub>	для всіх	для всіх	0,463*	17	0,456
$\mu$ ~ $\sigma_B$	для всіх	стрічка ЛУ-2 NLNN	0,542*	16	0,468
$\mu$ ~ $\sigma_B$	для всіх	LLLТ	0,821*	13	0,514
$\mu$ ~I	для всіх	для всіх	0,313	35	0,330

\* – є лінійний зв'язок.

За даними (табл. 1) визначали коефіцієнти кореляції інтенсивностей зношування  $I$  і коефіцієнтів тертя  $\mu$  карбопластиків НВМ-55; С-50; Т-1/0 з твердістю НВ, міцністю  $\sigma_b$ , границею текучості  $\sigma_T$  та енергією деформування при розтягуванні ( $\sigma_b \delta$ ), енергією деформування при звужуванні ( $\sigma_b \psi$ ), модулем пружності  $E$ , коефіцієнтом теплопровідності  $\lambda$  і температуропровідності  $a$  та енергоємності пластичного деформування  $E_g$  металевго контртіла (табл. 2), де  $\delta$  – відносне подовження при розриві. Енергоємність пластичного деформування визначається таким чином [26]:

$$E_g = \sigma \cdot \delta_{\max}, \quad (1)$$

де  $\sigma$  - границя міцності металу;  $\delta_{\max}$  – ресурс пластичності металу, який пов'язаний з відносним звужуванням  $\psi$  емпіричною залежністю [26]:

$$\delta_{\max} = 0,84\psi + 1,61\psi^2 - 0,04\psi^3 \quad (2)$$

Знайдено (табл. 2), що нульова гіпотеза  $\rho = 0$  про зв'язок інтенсивності зношування карбопластиків з енергоємністю пластичного деформування і коефіцієнтами температуро- та теплопровідності металевго контртіла не підтверджується з рівнем значущості  $\alpha = 0,05$ , тобто між цими величинами є лінійний зв'язок. Для інтенсивностей зношування коефіцієнти кореляції для всіх досліджених суміжних поверхонь (металів і стопів) та всіх напрямків вуглецевих волокон, типів волокон і карбопластиків дорівнюють: між  $I$  та  $E_g$   $|r_{1,2}| = 0,732$ ;  $I$  та  $a$   $|r_{1,2}| = 0,517$ ;  $I$  та  $\lambda$   $|r_{1,2}| = 0,366$ , що перевищує критичні значення  $r_{кр}$  цих коефіцієнтів (табл. 2). Ступінь лінійності цих зв'язків, який визначений за співвідношенням:

$$\xi = \frac{|r_{1,2}|}{r_{кр}} \quad (3)$$

дорівнює 1,605; 1,073 і 1,005 відповідно. Причому, для сталей і напрямку волокон NLNN і LLLT в композиті коефіцієнт кореляції між  $I$  та  $\lambda$  має значення 0,887 (для NLNN) і 0,828 (для LLLT), а для міді і мідних стопів високий рівень лінійних кореляцій спостерігається лише для напрямку волокон NLNN.

Нульова гіпотеза  $\rho = 0$  про зв'язок коефіцієнта тертя з енергією деформування і міцністю при розтягуванні та енергоємності пластичного деформування не підтверджується з рівнем значущості  $\alpha = 0,05$ , тобто між цими величинами є лінійний зв'язок. Аналогічно для коефіцієнтів тертя маємо коефіцієнти кореляції між  $\mu$  і ( $\sigma_b \delta$ )  $|r_{1,2}| = 0,780$ ;  $\mu$  і  $\sigma_b$   $|r_{1,2}| = 0,667$ ;  $\mu$  і  $E_g$   $|r_{1,2}| = 0,463$ , що перевищує критичні значення  $r_{кр}$  цих коефіцієнтів (табл. 2). Ступінь лінійності цих зв'язків дорівнює 2,191; 1,874 і 1,015 відповідно.

У зв'язку з тим, що для всіх металів і стопів та напрямків вуглецевих волокон, типів волокон і карбопластиків інтенсивність зношування карбопластика  $I \sim f(E_g, \alpha, \lambda$  (контртіла)), а  $\mu \sim f((\sigma_b \delta), \sigma_b, E_g$  (контртіла)), стає зрозумілим чому коефіцієнт кореляції між  $I$  та  $\mu$  становить  $r_{1,2} = 0,313$  при критичному значенні 0,330 [27]. Кореляційний

зв'язок між інтенсивністю зношування карбопластика і енергоємністю пластичного деформування дозволяє використати енергетичний підхід для пояснення впливу природи контртіла на зносостійкість композиту. Він базується на принципі накопичення пошкоджень в матеріалі до моменту відділення частинок зносу металевго поверхні, що в свою чергу впливає на процеси зношування карбопластика.

### 3.3. Зміна фізико-механічних властивостей суміжної поверхні при терті орієнтованих карбопластиків

У ході досліджень встановлено, що орієнтовані карбопластики значно змінюють властивості суміжної поверхні, причому характер та інтенсивність цього впливу залежить від типу волокон і напрямку армування.

При ковзанні карбоволокниту С-50, армованого вуглецевим волокном грален, спостерігається значний знос суміжної поверхні. Знос сталі 45 менший у випадку розташування шарів карбоволокниту паралельно до поверхні тертя і вектора швидкості:

$$NNRR > LLRR \quad (4)$$

Поверхня контртіла сталі 45 внаслідок тертя карбоволокниту С-50 з волокном типу LM ( $T_k = 1970$  К – границя початку графітації) має незначну деформовану структуру: на деяких ділянках спостерігаються місця з рекристалізацією та механічним зміцненням, а на інших локальних ділянках – розм'якшення поверхні за рахунок високих температур, які достатні для рекристалізації. Це підтверджується вимірюванням мікротвердості  $H_{\mu} = H_{100}$  плями зносу контртіла (рис. 1, точки 1 і 2). Для напрямку волокон NNRR ділянок зміцнення більше, ніж для напрямку LLRR. При ковзанні карбоволокниту НВМ-55 на сталій поверхні формується переносна плівка з продуктів деструкції полімеру і частинок волокон. Вона на два порядки знижує знос контртіла [3,23].

Більш інтенсивне зношування плівки спостерігається при терті карбоволокниту з напрямом армування LLLL і LLLT. При терті карбоволокниту, армованого в NNNN і NLNN напрямках знос його зменшується, а суміжної поверхні – збільшується. Формування переносної плівки в цьому випадку відбувається повільніше.

Для цього контакту при терті спостерігається в основному зміцнення поверхні: високомодульні волокна значно підвищують твердість суміжної сталюї поверхні з 5,6-6,8 ГПа до 7,5-12 ГПа. Помітне підвищення твердості металічної поверхні до 7,5 і 9 ГПа відмічається при терті карбоволокниту НВМ-55, армованого в LLLL і LLLT напрямках (рис. 1а, точки 3 і 4). При ковзанні карбоволокниту в NNNN і NLNN напрямках підвищення мікротвердості сталі 45 ще більше: від 5,5 – 6,8 до 12 ГПа (точки 5, 6), що явно пов'язано з процесами наклепу, які інтенсивно протікають при терті. Орієнтаційні співвідношення для карбоволокниту

Таблиця 3

Результати фазового аналізу продуктів зношування карбоволокниту С-50 і карботекстоліту Т-1/0 при терті по сталі 45 (відпалена)

Карбоволокнит С-50				Карботекстоліт Т-1/0				
Інтенсивність (експер.), %	Фазовий склад			Інтенсивність (експер.), %	Фазовий склад			
	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>		α-Fe	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>
	hkl	hkl	hkl		hkl	hkl	hkl	hkl
100	–	101	–	60	–	–	101	–
20	220	112	220	20	–	220	–	220
20	–	112	311	80	–	–	112	–
40	111	101	301	80	–	111	101	311
100	–	102	–	100	–	–	–	102
100	200	–	400	20	–	200	–	400
100	400	–	–	20	110	400	–	–
100	–	–	–	60	–	–	202	–
100	–	202	–	40	–	422	123	422
20	–	123	422	20	–	511	233	511
100	422	233	511	40	–	220	102	400
20	220	103	440	40	200	440	112	–
100	440	112	–	–	–	–	–	–
100	–	–	–	–	–	–	–	–
100	–	224	–	–	–	–	–	–
100	–	234	–	–	–	–	–	–

такі:

*знос контртіла*

$$\text{NNNN} > \text{NLNN} > \text{LLLL} > \text{LLLT} \quad (5)$$

*зміцнення поверхні тертя сталі*

$$\text{NNNN} > \text{NLNN} > \text{LLLL} > \text{LLLT} \quad (6)$$

Як видно з (5), (6) спостерігається пряма залежність зношування контртіла від зміцнення його поверхні для відповідних орієнтацій волокна карбоволокниту. При терті карботекстоліту Т-1/0 переносна плівка на суміжній поверхні майже не утворюється. Це призводить до значного зношування поверхневого шару металу. При терті карботекстоліту Т-1/0 спостерігається як зниження мікротвердості плями зносу контртіла з 5,5-6,8 до 3,5-4,5 ГПа, так і її збільшення до 7,2-12,5 ГПа. Мікротвердість сталеної поверхні підвищується більше у випадку розташування шарів і волокон основи в шарі перпендикулярно до поверхні тертя і вектора швидкості (рис. 1, точки 7, 8, 15). Менше зміцнення поверхні контртіла спостерігається при розташуванні волокон основи в шарі паралельно до вектора швидкості (точки 9, 10, 11), а при паралельному розташуванні шарів відносно вектора швидкості (точки 8, 9, 10, 11) і волокон основи

відносно поверхні тертя (точки 9, 10, 11) переважають процеси розм'якшення поверхні контртіла. На знос суміжної поверхні визначальний вплив має орієнтація шарів наповнювача відносно вектора швидкості. При терті по сталі карботекстоліту з вуглецевими волокнами, ступінь графітації яких нижчий, ніж в попередніх дослідженнях, помітніше протікають процеси рекристалізації.

При цьому орієнтаційні співвідношення для карботекстоліту Т-1/0 такі:

*знос контртіла*

$$\text{NNLT}(\text{NN}) > \text{NLNN}(\text{LL}) > \text{NNNN}(\text{LT}) > > \text{LLLL}(\text{NN}) > \text{LLLL}(\text{LT}) > \text{LLLT}(\text{LL}); \quad (7)$$

*сумарне деформування*

$$\text{NNLT}(\text{NN}) > \text{NNNN}(\text{LT}) > \text{NLNN}(\text{LL}) > > \text{LLLL}(\text{NN}) > \text{LLLL}(\text{LT}) > \text{LLLT}(\text{LL}); \quad (8)$$

*зміцнення*

$$\text{NNLT}(\text{NN}) > \text{NNNN}(\text{LT}) > \text{NLNN}(\text{LL}) > > \text{LLLL}(\text{NN}) > \text{LLLT}(\text{LL}) > \text{LLLL}(\text{LT}); \quad (9)$$

*розм'якшення*

$$\text{LLLL}(\text{LT}) > \text{NNNN}(\text{LT}) > \text{NNLT}(\text{NN}) > > \text{LLLT}(\text{LL}) > \text{NLNN}(\text{LL}) > \text{LLLL}(\text{NN}). \quad (10)$$

Як видно з (7)-(10), спостерігається пряма

залежність зношування контртіла від двох процесів – зміцнення і розм'якшення, а також сумарного деформування його поверхні, для відповідних орієнтацій волокна в карботекстолітах.

Різниця між зносом металу і композиту більша у випадку армування композиту високомодульними графітованими волокнами і складає 4-6 порядків, а для карбонізованих вуглецевих волокон вона складає 3-4 порядки [3,23].

Процес зношування сталюї поверхні здійснюється шляхом пошарового руйнування поверхні контртіла. Утворюються продукти зношування високої дисперсності, що сприяє їх інтенсивному окисленню в процесі тертя. Даними рентгеноструктурного аналізу (табл. 3), який проведений на дифрактометрі Дрон-3, встановлено, що в процесі тертя карбоволокниту С-50 і карботекстоліту Т-1/0 по термообробленій сталі 45 відбуваються інтенсивні окислювальні процеси, які сприяють утворенню оксидів FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. При терті карботекстоліту Т-1/0 у продуктах зношування додатково з'являється α-Fe, що вказує на захисні функції проміжних плівок.

Процеси зміцнення сталюї поверхні переважають при терті по ній карбоволокниту, армованого графітованими волокнами. Більш досконала тривимірнопорядкована структура графітованих волокон забезпечує їх меншу міцність при ковзанні в напрямку, паралельному до атомних шарів. Крім того, фібрили таких волокон значно менші, ніж у середньомодульних, що сприяє більш легкому їх руйнуванню і накопиченню продуктів зношування в зоні тертя. Частинки відшарованого вуглецю навуглеводжують сталюю поверхню, збільшуючи при цьому її мікротвердість.

Додатковими доказами цього висновку є вимірювання мікротвердості Н<sub>100</sub> поверхні високолегованої сталі 10X18H9T внаслідок тертя карбоволокниту СМТ-55 на основі епоксидної смоли + 55% вуглецевих волокон: УТМ-8 типу LM з Т<sub>к</sub> = 1123 К (рис. 16, точки 14), ДЕА-15 типу НТ з Т<sub>к</sub> = 1773 К (рис. 16, точки 12) та ВМН-4 типу НМ з Т<sub>к</sub> = 2673 К (рис. 16, точки 13) з напрямком волокон NNRR.

Поверхня сталі 10X18H9T внаслідок тертя карбоволокниту СМТ-55 з високоміцними вуглецевими волокнами ДЕА-15 має сильно деформовану структуру з локальними ділянками рекристалізації та механічного зміцнення, а на деяких локальних ділянках спостерігається розм'якшення поверхні за рахунок високих температур, які достатні для рекристалізації. При цьому поверхня вирівнюється і утворюється нерегулярна проміжна плівка із продуктів дроблення волокон та епоксидної смоли (причому переважають агрегати смоли з різними ступенями орієнтації).

При терті по сталі 10X18H9T карбоволокниту СМТ-55 з високомодульними графітованими волокнами на поверхні контртіла ділянок механічного зміцнення значно менше і майже

відсутні ділянки з рекристалізацією, що підтверджують значно менші коливання мікротвердості. Поверхня не вирівнюється, проміжна плівка суцільна і заповнює впадини мікрошорсткості.

При терті по сталі 10X18H9T волокниту СМТ-55 з карбонізованими низькомодульними волокнами на поверхні контртіла спостерігаються ділянки рекристалізації і механічного зміцнення, але у меншій мірі, ніж для вуглецевих волокон типу НТ, і в деякій мірі переважають над графітованими волокнами типу НМ. Поверхня контртіла частково вирівнюється і на ній утворюється проміжна плівка переважно із скалок вуглецевих волокон. Інтенсивність зношування для цих зразків відносно вуглецевих волокон можна показати нерівністю:

$$\begin{aligned} & \text{для композиту} \\ & LM (T_k = 1123 \text{ K}) < HT (T_k = 1773 \text{ K}) < \\ & < NM (T_k = 2673 \text{ K}); \end{aligned} \quad (11)$$

$$\begin{aligned} & \text{для металу} \\ & NM (T_k = 2673 \text{ K}) < LM (T_k = 1123 \text{ K}) < \\ & < HT (T_k = 1773 \text{ K}). \end{aligned} \quad (12)$$

Ці узагальнені ряди не співпадають. Це ще раз доводить, що процеси зношування композиту і суміжної поверхні по-різному впливають один на одного.

#### IV. Висновки

1. Встановлено, що для орієнтованих композиційних матеріалів антифрикційні властивості не залежать від твердості суміжної поверхні, а визначаються станом вихідної поверхні контртіла і поверхневими шарами, що утворюються на поверхнях зразка і суміжної поверхні в процесі тертя і зношування.

2. Знайдено, що існує лінійний зв'язок між інтенсивністю зношування орієнтованих карбопластиків та енергоємністю пластичного деформування і коефіцієнтами теплопровідності та температуропровідності суміжної поверхні із металів і сталей, а також між коефіцієнтом тертя та енергією деформування, міцністю при розтягуванні та енергоємністю пластичного деформування.

3. Встановлено, що в процесі тертя відбуваються інтенсивні окислювальні процеси, які сприяють утворенню оксидів заліза: у продуктах зношування з'являється α-Fe, що вказує на захисні функції проміжних плівок.

4. Встановлено, що на зношування суміжної поверхні визначальний вплив здійснює орієнтація шарів наповнювача композиційного матеріалу відносно вектора швидкості.

5. Знайдено орієнтаційні співвідношення за зносом контртіла, зміцненням і розм'якшенням його поверхні, а також сумарним деформуванням контртіла для певної орієнтації волокон карбоволокнитів і карботекстолітів.



- [1] K. Fridrich. Wear of reinforced by different abrasive counterparts // *Friction and wear polymer composites*. Amsterdam e. a., pp. 233-287 (1986).
- [2] Г.А. Сиренко. *Антифрикционные карбопластики*. Техніка, К. 246 с. (1985).
- [3] Г.О. Сиренко. *Створення антифрикційних композитних матеріалів на основі порошків термостійких полімерів та вуглецевих волокон*: Дис. доктора техн. наук. Ін-т матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ, К. 431 с. (1997).
- [4] А.Ф. Будник. Проблемы повышения абразивостойкости полимерных материалов // Тез. докл. науч.-тех. конф. «Применения композиционных материалов в узлах трения технологического оборудования». Хмельницкий, сс. 6-7 (1986).
- [5] А.Ф. Будник. Пути повышения абразивной стойкости наполненных полимеров // Тез. докл. III Всесоюз. Науч.-Тех. Конф. «Композиционные полимерные материалы – свойства, производство и применения». М., с. 79 (1987).
- [6] Г.А. Сиренко, Г.М. Сорокин, А.Ф. Будник. Абразивное изнашивание наполненных полимеров в уплотнительных узлах нефтегазового нефтехимического оборудования // Тез. докл. 5 Всесоюз. Науч.-Техн. совещания по уплотнительной технике, Сумы, с. 43 (1988).
- [7] Г.А. Сиренко, Г.М. Сорокин, А.Ф. Будник. Антифрикционные карбопластики для износостойких уплотнений сред с абразивом // Тез. докл. Всесоюз. Науч.-Техн. конф. «Современные проблемы триботехнологии». Николаев, сс. 125-127 (1988).
- [8] Г.А. Сиренко, А.Ф. Будник. Стратегия создания абразивостойкого композиционного материала, смоделированного сферическими и эллипсоидными частицами // Сб. науч. Трудов «Управление триботехническими и прочностными свойствами механических систем». К., сс. 20-26 (1990).
- [9] А.Ф. Будник. *Разработка абразивостойкого трехкомпонентного композитного материала на основе политетрафторэтилена*: Дис. канд. техн. наук. Ин-т проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, К. 132 с. (1993).
- [10] J.P. Giltrow. The influence of Temperature on the Wear of Carbon Fiber Reinforced Resins // *ASLE Trans.*, **16**(2), pp. 83-89 (1973).
- [11] D. Play, M. Godet. Frottement et usure des fibres, de carbone dans une matrice epoxy // *Colloques Internationaux du C.N.R.S., Polimeres et Lubrification*, (233), pp. 413-424 (1975).
- [12] J.C. Roberts. Surface morphology studies in polymer-graphite/ epoxy sliding // *ASLE Trans.*, **28**(4), pp. 503-510 (1985).
- [13] Chang Lhymn, K.E. Tempelmeyer, P.K. Davis. The abrasive wear of short fiber composites // *Composites*, **16**(2), pp. 90, 127-136 (1985).
- [14] *J. Metals and Mater*, **2**(5), pp. 285-288 (1968).
- [15] J.K. Lancaster. Relationships between the wear of polymers Their Mechanical Properties // *Proc. Inst. Mech., Engrs, 7 th Tribology Group Convention*, Gothenburg, Sweden, p. 12 (1969).
- [16] T.S. Colling. Transverse Compressive Behavior of Unidirectional Carbon Fiber Reinforced Plastics // *Composites*, **5**(3), pp. 42-46 (1974).
- [17] J.P. Giltrow, J.K. Lancaster. Carbon Fibers in Tribology // *Soc. Chem. Ind. 3<sup>rd</sup> Conf. on Industrial Carbons and Graphite*, London, pp. 483-490 (1970).
- [18] J.P. Giltrow, J.K. Lancaster. The role of the counterface in the friction and wear of carbon fibers reinforced thermosetting resins // *Wear*, **16**(5), pp. 359-374 (1970).
- [19] J.P. Giltrow, J.K. Lancaster. Properties of Carbon-fiber-reinforced Polymers Relevant to Applications in Tribology // International Conference on Carbon Fibers, Their Composites and Applications. Plastics Institute, London. Paper, s.a., (31), pp. 251-257 (1971).
- [20] A.E. Hollander, J.K. Lancaster. An application of topographical analysis to the wear of polymers // *Wear*, **25**(2), pp. 155-170 (1973).
- [21] J.K. Lancaster. Stabilization of the friction and wear of non-graphitics carbons by additives // ASLE Proc. 2<sup>nd</sup> Int. Conf. Solid. Lubr., Denver. Colo., Park Ridge, pp. 176-188 (1978).
- [22] Р.В. Гриневич, В.В. Цасюк, А.С. Смирнов. Специализированные машины трения // Сб. науч. трудов «Применение синтетических материалов». – Картя Молдовеняскэ, Кишинев, сс. 33-36 (1975).
- [23] Г.О. Сиренко, В.П. Свідерський, Л.Я. Мідак, О.С. Дробот. Вплив орієнтації структурних елементів наповнювачів на триботехнічні властивості полімерних композитів // *Проблеми трибології*, (2), сс. 63-72 (2004).
- [24] J.P. Giltrow, J.D. Lancaster. Friction and wear of Polymers Reinforced with Carbon Fibers // *Nature*, **214**(5093), pp. 1106-1107 (1967).
- [25] Chang Heh-Won. Wear characteristics of composites: effect of fiber orientation // *Wear*, **85**(1), pp. 81-91 (1983).
- [26] Г.М. Сорокин. О критериях износостойкости сталей в условиях абразивного воздействия // Труды Междунар. науч. конф. «Трение, износ и смазочные материалы». М., **1**, сс. 85-86 (1985).

- [27] Ю.П. Адлер, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский. *Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий*. Наука, М. 280 с. (1976).

Н.А. Sirenko<sup>1</sup>, L.Ya. Midak<sup>1</sup>, V.P. Svidersky<sup>2</sup>, O.S. Drobot<sup>2</sup>, L.V. Karavanovych<sup>1</sup>

### **The influence of neighboring surfaces on antifriction properties of composite polymer materials. Orientation carbon-plastics**

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

<sup>2</sup>*Khmelnitsky National University  
11, Institutska Str., Khmelnytsky, 29000, Ukraine*

The dependence of antifriction properties of polymer composites filled by carbon fiber materials from mechanical and thermal-physics properties of neighboring surfaces of solid state has been researched. It has been ascertained, that orientation of layers of filler of composite material about vector of speed realizes the main influence on wear of neighboring surface. It has been ascertained, antifriction properties don't depend from hardness of neighboring surface, but are determined by state of starting surface of counterbody and surface layers, which are formed on surfaces of composite and neighboring surface in friction for orientation composite materials.