

УДК 504.05/06

Мусяца О.Н., канд. хім. наук, Катеринко О.І.

ОТРИМАННЯ НАНОКОМПОЗИТІВ СУМІСНИМ ДИСПЕРГУВАННЯМ ПОЛІЕТИЛЕНУ І КАРБІДІВ МЕТАЛІВ ТА ЇХ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Анотація. В статті проведено дослідження структури, твердості і фрикційних властивостей (стирання по сталі) термопластичних наноккомпозитів на основі лінійного поліетилену і карбідів, отриманих спільним диспергуванням компонентів при вібропомелі.

Об'єкт дослідження - продукт спільного диспергування лінійного поліетилену і дисперсних карбідів силіцію, титану і молібдену.

Мета дослідження - виявлення ролі спільного диспергування полімеру, що кристалізується, з дисперсними карбідами у формуванні структури і властивостей композиційних термопластичних матеріалів.

Метод дослідження - зразки для дослідження виготовлялися спільним диспергуванням порошкоподібного поліетилену і дисперсних карбідів на ексцентриковому вібромліні з подальшою гомогенізацією розплаву полімеру з добавками і гарячим пресуванням зразків. Структура термопластичних матеріалів досліджувалася методами гель-золь-аналізу і рентгенографії. З отриманими матеріалами проводили термомеханічний аналіз, а також визначали твердість по Брінеллю і фрикційні властивості.

Результати дослідження полягають у тому, що вперше експериментально показано вплив спільного диспергування полімеру, що кристалізується, і дисперсних карбідів на молекулярну і надмолекулярну структуру композиційних термопластичних матеріалів і їх фізико-механічні властивості.

Область застосування - результати даного дослідження слід використовувати при отриманні полімерних виробів з термопластів, що кристалізуються і які знаходять широке застосування, в тому числі, транспортному і дорожньому будівництві, для підвищення їх фізико-механічних властивостей.

Ключові слова: лінійний поліетилен, карбіди, спільне диспергування, структура, твердість, зносостійкість.

Abstract. In the article the structure, hardness and frictional properties (abrasion on steel) of thermoplastic nanocomposites based on linear polyethylene and carbides, obtained by dispersing the components in a joint vibropomole.

Object of research - the joint product dispersion linear polyethylene and particulate silicon carbide, titanium, and molybdenum.

The purpose of research - the identification of the role of co-crystallizing polymer dispersion with dispersed carbides in the formation of structure and properties of composite thermoplastic materials.

The method of investigation - samples for study were made by dispersing powdered polyethylene joint and disperse carbides eccentric vibrating mill followed by homogenization of molten polymer with the additives and hot-pressed samples. Structure Thermoplastic materials was investigated by the sol-gel analysis and X-ray. With the obtained materials carried thermomechanical analysis, and determined Brinell and frictional properties.

Results of the study lies in the fact that for the first time experimentally demonstrated the effect of co-crystallizing polymer dispersion and dispersion of carbides at the molecular and supramolecular structure of composite thermoplastic materials and their physical and mechanical properties.

Keywords: linear polyethylene, carbides, co-dispersing structure, hardness, wear resistance

Постановка проблеми. Останнім часом все більша увага приділяється дослідженням композиційних полімерних матеріалів, основу яких складають термопласти. До таких матеріалів, впершу чергу, відносяться полімери, що містять дисперсні наповнювачі неорганічної природи, в тому числі нанорозмірні добавки. Інтерес до композиційних матеріалів на основі термопластів обумовлений головним чином легкістю їх переробки у виробі всіма відомими способами.

Найбільш поширеними термопластами є поліолефіни, більшість яких належить до типових полімерів, що кристалізуються. Завдяки доступності сировинної бази, поліолефіни займають провідне місце в світовому виробництві полімерних матеріалів. Поліолефіни мають ряд цінних властивостей, таких, як

низьке значення щільності, вологопоглинання і газопроникність, високі діелектричні показники і хімічна стійкість, що дозволяє використовувати вироби з цих полімерів в електротехнічній, радіотехнічній та хімічній промисловості, транспортному та дорожньому будівництві, медицині і ряді інших областей. Однак, як матеріали конструкційного призначення поліолефіни мають обмежене застосування внаслідок невисоких фізико-механічних характеристик (твердості, міцності, зносостійкості і ін.).

Ефективними способами модифікування поліолефінів є: введення наповнювачів неорганічної природи, особливо нанорозмірних добавок, і створення сітчастої (зшитої) структури композиційних матеріалів. Введення нанорозмірних добавок неорганічної природи в термопластичні полімери може бути здійснено, в основному, методом прямого змішування добавок з розплавом полімеру або механохімічно шляхом спільного диспергування компонентів з подальшою переробкою наповненого розплаву.

Одним з найбільш перспективних аспектів механохімічного впливу на термопластичні матеріали, що містять добавки неорганічної природи, слід вважати зміну структури і властивостей отриманих композиційних матеріалів. Найбільш ефективно таке модифікування відбувається при вальцюванні і вібропомелі термопластичних систем [1].

У більш ранніх роботах [2] було встановлено, що при вібраційному подрібненні ряду неорганічних речовин в присутності деяких мономерів відбувається їх полімеризація. При цьому здійснюється хімічне щеплення макромолекул на поверхні дисперсних частинок неорганічних субстратів [2, 3]. Така взаємодія можлива в наслідок утворення макрорадикалів при механічній деструкції компонентів системи: полімер-неорганічна добавка [4, 5]. В роботі [6] показано, що при спільному диспергуванні поліетилену з сажею методом вібропомелу можлива кополімеризація цих компонентів з утворенням більш еластичного продукту в порівнянні з механічною сумішшю поліетилену і сажі.

Раніше нами було показано [7], що введення в розплав лінійного поліетилену нанорозмірних карбідів силіцію, титану і молібдену супроводжується зміною молекулярної і кристалічної структури композицій, що знайшло своє відображення на зміні термомеханічних властивостей, підвищенні твердості і теплостійкості термопластичних матеріалів.

У даній роботі досліджено вплив спільного диспергування лінійного поліетилену і дисперсних карбідів на структуру (на різних рівнях її організації), твердість і фрикційні властивості отриманих термопластичних матеріалів.

Об'єкти і методи дослідження. Об'єктом дослідження служив порошкоподібний поліетилен високої щільності (ПЕВЩ) (середнь'язкісна молекулярна маса $9,5 \times 10^4$, ступінь кристалічності 54 %). Як добавки використовували дисперсні карбіди силіцію, титану і молібдену (розмір часток 3-10 мкм, питома поверхня $< 20 \text{ м}^2/\text{г}$). Для порівняння був також використаний нанорозмірний карбід силіцію, який найбільш ефективно впливає на структуру і властивості лінійного поліетилену [7].

Спільне диспергування ПЕВЩ і всіх зазначених карбідів здійснювали за допомогою лабораторного ексцентрикового вібратора [8] при кімнатній температурі за методикою, аналогічною викладеній в роботах [2, 6]. Добавки карбідів в ПЕВЩ становили 0,2-7,0 % (об).

З композицій, отриманих спільним диспергуванням і гомогенізацією розплаву полімеру з добавками карбідів в пластографі Брабендера (40 хв. при 453 К), методом гарячого пресування (тиск 35 МПа при температурі 443 К протягом 20 хв.) виготовлялися зразки для дослідження структури і властивостей матеріалів. За аналогічним режимом оброблявся полімер, який не містить добавок карбідів. Визначення вмісту гель-фракції (зшитих макромолекул) і кількості прищепленого полімеру на частинках карбідів проводилося шляхом екстракції незв'язаних макромолекул ПЕВЩ і вільних частинок карбідів киплячим толуолом до постійної маси залишку таким же чином, як і в роботі [7]. Рентгенографічне дослідження кристалічної структури зразків ПЕВЩ (ступінь кристалічності і висота складки кристалітів) здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3. Твердість матеріалів визначалася по Брінеллю згідно ГОСТ 4870-91.

Фрикційні властивості зразків ПЕВЩ досліджували на машині для випробування матеріалів на тертя і знос МІ-1М. В якості контртіла служив сталевий диск (твердість по Роквеллу HRA = 80). Визначення зносостійкості і коефіцієнту тертя проводилося при питоному навантаженні на зразки поліетилену 12,4 МПа і швидкості обертання сталевого диска 7 об/с. Фіксувався масовий знос після кожного кілометра шляху тертя. Характер зносу зразків поліолефінів оцінювався по виду поверхонь, що стираються, на

металографічному мікроскопі МІМ-8М в косому освітленні в напрямку перпендикулярному руху контртіла.

Експериментальна частина і обговорення результатів. Вплив добавок дисперсних карбідів на молекулярну структуру ПЕВЩ можна встановити за кількістю щепленого полімеру на частинках добавок і вмістом гель-фракції в композиціях, що не піддавалися і піддавалися спільному диспергуванню компонентів, таким же чином, як були визначені ці параметри в роботі [7] для систем: ПЕВЩ - нанорозмірні карбіди. Для композицій ПЕВЩ, що містять вихідні дисперсні карбіди (SiC-д, TiC-д, MoC-д), і які не піддавалися спільному диспергуванню з полімером, кількість щеплених макромолекул ПЕВЩ і вміст гель-фракції досить незначний - 2-5 %. У той же час після спільного диспергування ПЕВЩ і вихідних дисперсних карбідів Si, Ti і Mo спостерігається ефективне щеплення макромолекул полімеру з поверхнею частинок карбідів і утворення просторової сітки, що обумовлюють гель-фракції в композиційних матеріалах (табл. 1).

Таблиця 1 - Вплив концентрації добавок (ϕ) карбідів Si, Ti, Mo на кількість привитого полімеру (P) і вміст гель-фракції (G) в композиціях після сумісного диспергування компонентів

Параметри структури	Добавка	ϕ , %		
		1,0	3,0	7,0
P, %	SiC-н	18	22	35
	SiC-д	20	25	36
	TiC-д	19	23	34
	MoC-д	18	21	33
G, %	SiC-н	14	18	28
	SiC-д	16	21	31
	TiC-д	14	18	30
	MoC-д	12	17	28

Після спалювання гель-фракції при температурі 873 К встановлено, що кількість прищепленого полімеру зростає з підвищенням концентрації нанорозмірних карбідів, досягаючи 33-36 % в залежності від їх природи, при 7 % вмісті добавок. Подібна тенденція дотримується при наявності гель-фракції

ПЕВЩ в цих композиціях. Причому, вміст гель-фракції ПЕВЩ у всіх випадках нижче, ніж кількість прищепленого полімеру на частинках карбідів, а ефективність цих процесів має тенденцію до зниження в ряду: SiC-д > TiC-д > MoC-д.

Максимальні значення щепленого полімеру і гель-фракції ($P = 36\%$, $G = 31\%$) спостерігаються для ПЕВЩ, що містить 7% дисперсного SiC-д. Такі значення щепленого полімеру і вмісту гель-фракції не досягаються навіть при введенні в ПЕВЩ такої ж кількості нанорозмірного карбиду силіцію.

Крім цього, спільне диспергування ПЕВЩ з нанорозмірним карбідом силіцію (SiC-н) показує більш низькі значення P і G в інтервалі концентрацій добавки $1,0 - 7,0\%$ в порівнянні з цими параметрами композицій після спільного диспергування систем: ПЕВЩ - дисперсний SiC -д. Такі зміни в молекулярній структурі композицій ПЕВЩ, що містять карбіди, в процесі спільного диспергування компонентів можуть бути обумовлені утворенням більш дрібних, аж до нанорозмірних, частинок карбідів, що володіють свіжеутвореною поверхнею. Мабуть, при вібропомелі ПЕВЩ з карбідами вище температури склування і нижче температури плавлення полімеру відбувається хімічне щеплення макромолекул на свіжій поверхні частинок карбідів. Цей ефект може посилюватися в процесі подальшого термомеханічного впливу в розплаві ПЕВЩ з утворенням просторової сітки полімеру, що включає хімічно щеплені частки карбідів [7].

В одній з ранніх робіт [9] було зроблено припущення, що кристалізація лінійного ПЕВЩ може початися з макромолекул, хімічно пов'язаних з поверхнею твердих дисперсних частинок, зокрема діоксиду титану. В роботах [7, 10, 11] це припущення було доведено при кристалізації лінійного ПЕВЩ з нанорозмірними частинками карбідів, діоксидів силіцію і титану, дисульфиду молібдену. У даній роботі вплив спільного диспергування полімеру і карбідів на параметри кристалічної структури ПЕВЩ наведений в табл. 2.

Видно, що спільне диспергування ПЕВЩ, що містить SiC-н, мало впливає на параметри кристалічної структури полімеру. В обох випадках для систем ПЕВЩ - SiC-н ступінь кристалічності і висота складки кристалітів полімеру підвищують свої значення в області концентрацій добавки карбиду $0,5 - 1,0\%$ найбільш ефективно, а при збільшенні вмісту SiC-н до 7% зазначені параметри дещо знижуються, не доходячи до значень вихідного полімеру. Практично SiC-

н в диспергованому і недиспергованому з ПЕВЩ вигляді грає роль структурно - активного наповнювача [12]. Вихідні дисперсні карбіди Si, Ti і Mo такими наповнювачами не є (табл. 2).

Таблиця 2 – Вплив концентрації добавок (ϕ) карбідів на параметри кристалічної структури ПЕВЩ: чисельник – без сумісного; знаменник – після сумісного диспергування компонентів

Параметри структури	Добавка	ϕ , %			
		1,0	3,0	7,0	
K, %	SiC-н	$\frac{64}{66}$	$\frac{63}{65}$	$\frac{61}{62}$	
		$\frac{56}{68}$	$\frac{54}{66}$	$\frac{52}{64}$	
	TiC-д	$\frac{56}{67}$	$\frac{54}{65}$	$\frac{52}{63}$	
		$\frac{54}{65}$	$\frac{53}{63}$	$\frac{52}{60}$	
	L ₀₀₂ , нм	SiC-н	$\frac{23,0}{24,0}$	$\frac{23,0}{24,0}$	$\frac{22,0}{23,0}$
			$\frac{21,0}{24,5}$	$\frac{20,5}{23,0}$	$\frac{20,0}{22,0}$
		TiC-д	$\frac{20,5}{23,0}$	$\frac{20,0}{22,5}$	$\frac{19,5}{21,5}$
			$\frac{20,5}{22,5}$	$\frac{20,0}{22,0}$	$\frac{19,0}{21,0}$
Примітка: ϕ – концентрація добавок, K – ступінь кристалічності (вих. ПЕВЩ – 54 %), L ₀₀₂ – висота складки кристалітів (вих. ПЕВЩ – 20,0 нм)					

У той же час, при кристалізації полімеру в присутності добавок карбідів силіцію, титану і молібдену, диспергованих з ПЕВЩ, відбувається одночасне підвищення ступеня кристалічності полімеру і висоти складки його кристалітів. Найбільш ефективно збільшення параметрів кристалічної структури ПЕВЩ спостерігається при вмісті 1,0 % добавок карбідів в полімері. Підвищення вмісту карбідів кілька знижує ефективність впливу цих частинок на кристалічну структуру ПЕВЩ.

За ефективністю впливу на кристалічну структуру поліетилену, дисперговані з полімером карбідів розподіляються в такій послідовності: SiC-д > TiC-д > MoC-д, що корелює зі ступенем щеплення макромолекул ПЕВЩ на поверхні частинок добавок і вмістом гель-фракції полімеру (порівняння табл. 1 і 2).

Так, максимальне збільшення ступеня кристалічності (на 14 %) і висоти складки кристалітів (на 4,5 нм) має місце в зразках ПЕВЩ, що містить 1,0 % диспергованого SiC-д. Мабуть, дія частинок карбідів як ініціаторів кристалізації ПЕВЩ реалізується тільки в разі хімічного щеплення макромолекул з поверхнею частинок добавок. Ініціатори кристалізації сприяють утворенню більш термодинамічно рівноважної і досконалої кристалічної структури полімеру. Слід також врахувати, що дисперговані частинки карбідів можуть бути порівнянні з висотою складки кристалітів ПЕВЩ. Це в значній мірі має впливати на кінетику і термодинаміку кристалізації полімеру і його надмолекулярну структуру. Підвищення в полімері вмісту гель-фракції (зшитих макромолекул), що локалізуються в аморфних областях ПЕВЩ, повинно ускладнювати кристалізацію термопластичного матеріалу, що і спостерігається при збільшенні концентрації карбідів в полімері (табл. 1, 2).

Порівнюючи дані табл. 2 і результати табл. 3 роботи [7] можна бачити, що дисперговані з ПЕВЩ карбідів Si, Ti і Mo не поступаються за ефективністю модифікування кристалічної структури полімеру в порівнянні з нанорозмірними частинками тих же карбідів.

Зміна молекулярної і кристалічної структури ПЕВЩ, які мали місце під час спільного диспергування полімеру з карбідами, знайшли також своє відображення в зміні твердості термопластичних матеріалів (рис. 1). Твердість термопластичних матеріалів при вмісті карбідів до 1,0 % різко зростає, особливо для SiC-н - на 26 - 28 МПа, що обумовлено більш високими параметрами кристалічної структури ПЕВЩ (табл. 2). Подальше збільшення вмісту карбідів в полімері до 7 % підвищує значення твердості термопластичних матеріалів менш значно - на 7 - 8 МПа, не дивлячись на деяке зниження параметрів кристалічної структури ПЕВЩ (табл. 2). Такий ефект найімовірніше пов'язаний з тим, що при підвищенні вмісту карбідів в полімері, в збільшенні твердості композиційних матеріалів позначається наявність зшитих макромолекул, хімічно прищеплених до поверхні високодисперсних частинок, які концентруються, в основному, в

аморфних ділянках термопласта, що кристалізується. Цей внесок в підвищення твердості термопластичних матеріалів виявляється більш значущим, ніж деяке зниження параметрів кристалічної структури ПЕВЩ, тому що пов'язаний з армуючим впливом аморфних областей полімерів, що кристалізуються [12].

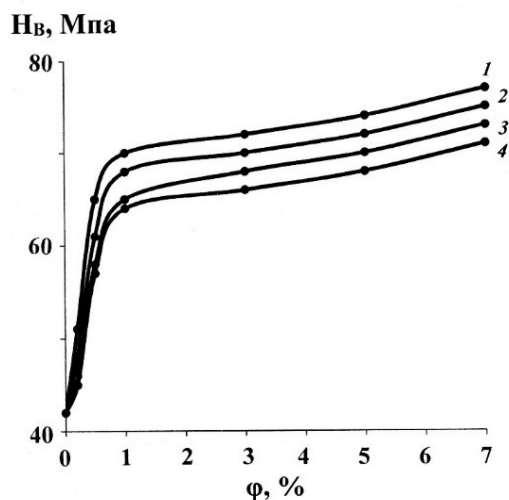


Рисунок 1 – Залежність твердості по Брінеллю (Нв) матеріалів від вмісту (φ) карбідів: SiC-н (1), SiC-д (2), TiC-д (3), MoC-д (4)

Цікавим є вплив твердості композиційних матеріалів на основі ПЕВЩ, що містять карбіди, на їх зносостійкість. На існування такого зв'язку між зносостійкістю і твердістю для деяких полімерів вказувалося раніше [13, 14]. Виходячи зі значень твердості досліджуваних зразків поліетилену, була визначена зносостійкість матеріалів з добавками карбідів.

Це явище відбувається як при малих, так і великих концентраціях добавок неорганічної природи. Причому, чим вище концентрація карбідів в полімері, тим їх знос менше. Мабуть, підвищенню зносостійкості поліетилену при введенні малих концентрацій (до 1,0 об. %) карбідів сприяє виключно збільшення ступеня кристалічності, висоти складки кристалітів полімеру і, як наслідок, підвищення їх твердості. При наявності в полімері понад 1,0 об. % карбідів, незважаючи на деяке зменшення їх ступеня кристалічності і досконалості кристалітів, зносостійкість матеріалів продовжує зростати. Введення в поліетилен 7,0 об. % карбідів призводить до мінімального зносу матеріалів при стиранні їх по сталі.

Видно (рис. 2), що зносостійкість досліджуваних матеріалів значно підвищується при введенні в полімер карбідів.

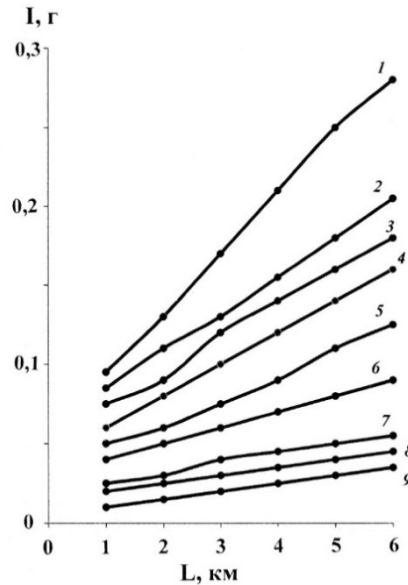


Рисунок 2 – Залежність зносостійкості ПЕВЩ від шляху тертя при вмісті карбідів: вих. ПЕВЩ (1), MoC-д (2, 6), TiC-д (3, 7), SiC-д (4, 8), SiC-н (5, 9), 3 об. % (2, 3, 4, 5), 7 об. % (6, 7, 8, 9)

Характерна зміна зносостійкості ПЕВЩ з добавками карбідів різної природи в залежності від їх концентрації. На рис. 3а показаний фіксований масовий знос зразків ПЕВЩ після 6 км шляху тертя по сталевому диску.

Присутність в поліетилені високої щільності карбідів супроводжується при стиранні по сталевому диску зниженням зносу матеріалів при вмісті в них зазначених добавок всього 0,2-1,0 об. %, більш значуще для SiC. Більш високі концентрації в полімері вже в меншій мірі впливають на знос композиційних термопластичних матеріалів. Коефіцієнт тертя цих матеріалів має таку ж залежність від вмісту високодисперсних добавок карбідів. Для перетворення вихідного ПЕВЩ в антифрикційні матеріали (коефіцієнт тертя по сталі повинен бути менше 0,3) достатньо присутності в полімері до 1,0 об. % карбідів (рис. 3б). Видно також, що зносостійкість композиційних матеріалів підвищується, а коефіцієнт тертя знижується в ряду добавок: MoC-д < TiC-д < SiC-д < SiC-н. При 6 км шляху тертя зазначені параметри змінюються, відповідно, в 3-7 і 2-5 разів.

Відомо [13, 14], що в залежності від складу композиційних полімерних матеріалів змінюється характер зносу цих матеріалів, який в свою чергу залежить від співвідношення таких більш простих фізико-механічних характеристик, як коефіцієнт тертя і твердість. Раніше було показано [14], що є два основних види зносу полімерних матеріалів: абразивний і втомний. Абразивний знос

здійснюється в результаті мікрорізання поверхні матеріалу. При цьому відділення частинок полімерного матеріалу відбувається за один або кілька актів деформування поверхні. Втомний знос відбувається за рахунок багаторазового деформування поверхні матеріалу виступами контртіла.

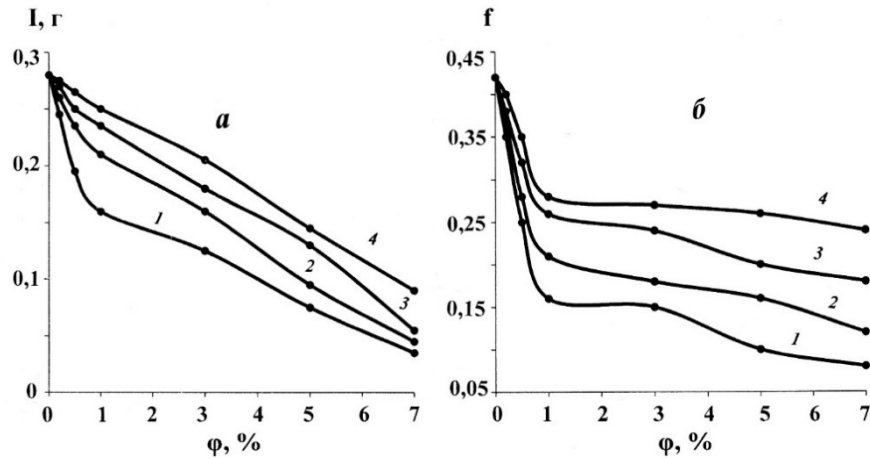


Рисунок 3 - Залежність зносу (I) (а) і коефіцієнту тертя ковзання (f) (б) ПЕВЩ від вмісту (φ) добавок: SiC-н (1), SiC-д (2), TiC-д (3), MoC-д (4)

При оцінці характеру зносу по виду поверхні полімерного матеріалу після стирання абразивний знос проявляється у вигляді смуг, паралельних напрямку ковзання. Втомний знос дає картини еластичних зламів і смуг, перпендикулярних напрямку руху. В даному випадку для всіх зразків поліетилену, що містять карбіди характер зносу був абразивний.

Як приклад на рис. 4 показані оптико - мікроскопічні фотографії поверхні зразків вихідного ПЕВЩ і ПЕВЩ, що містить 3 об. % SiC-д після 6 км шляху тертя по сталевому диску.

Для всіх досліджених зразків ПЕВЩ, що містять карбіди, характер зносу був аналогічний. Мабуть, такий характер зносу термопластичних нанокompозитів обумовлений різким підвищенням твердості матеріалів при вмісті в ПЕВЩ до 1 об. % добавок карбідів і збереженням цієї характеристики з деяким збільшенням в діапазоні концентрацій 1-7 об. % (рис. 1).

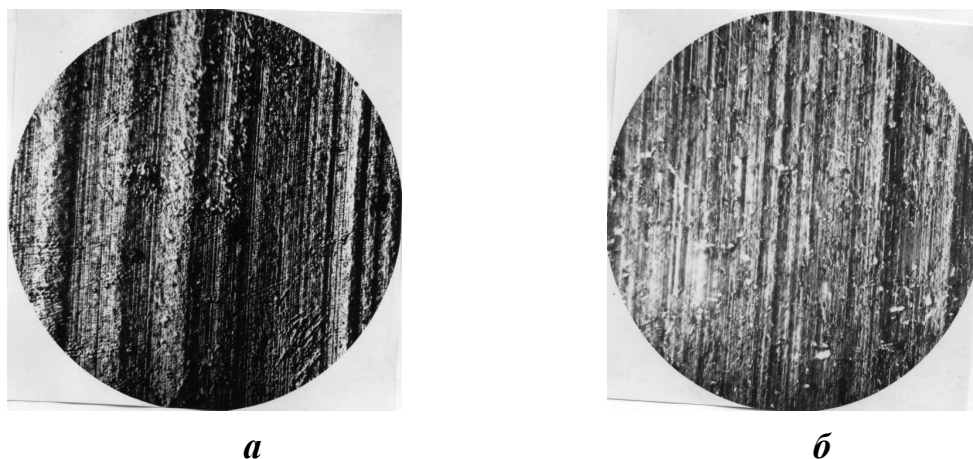


Рисунок 4 - Оптико-мікроскопічні фотографії поверхні зразків вихідного ПЕВЩ (*a*) і, ПЕВЩ, що вміщує 3 об. % SiC-д (*б*) після стирання по сталі (х 200, рух по вертикалі)

Висновки. Вплив добавок карбідів на знос ПЕВЩ добре узгоджується зі змінами в структурі полімеру, твердістю і коефіцієнтом тертя матеріалів. Високодисперсні частки карбідів роблять помітний вплив на зміну молекулярної і надмолекулярної структури лінійного ПЕВЩ. Особливо слід відзначити можливість хімічної взаємодії на границі розділу ПЕВЩ-карбіди при введенні добавок в полімер внаслідок механохімічних процесів [1]. Таку взаємодію було помічено раніше [6, 7, 9-11] для лінійного ПЕВЩ, що містить дисперсні домішки сажі, діоксиду титану, силіцію, дисульфиду молібдену. Механізм впливу хімічної взаємодії ПЕВЩ з карбідами на фрикційні властивості композиційних матеріалів пояснюється наступним чином. Щеплення макромолекул з твердою поверхнею карбідів супроводжується сприятливими умовами кристалізації ПЕВЩ, що призводить до підвищення твердості термопластичних матеріалів і в результаті до позитивної зміни його зносостійкості і коефіцієнту тертя. Практично мінімальний знос і коефіцієнт тертя полімерних матеріалів відповідають максимальному підвищенню їх твердості.

З огляду на важливість міцної зв'язку на кордоні розділу полімер - неорганічна добавка при створенні полімерних композиційних матеріалів, результати даної роботи слід використовувати при розробці антифрикційних матеріалів на основі термопластів, що кристалізуються. Найбільш ефективною зміною структури термопластичних матеріалів при спільному диспергуванні компонентів є утворення «монолітних композитів», які базуються на утворенні

своєрідних «мінерально-органічних кополімерів» [1]. Такі гібридні нанокompозити мають унікальні властивості.

Перелік полсилян

1. Барамбойм Н.К. Механохимия высокомолекулярных соединений / Н.К. Барамбойм. - М.: Химия, -1978. 384 с.
2. Платэ Н.А. Полимеризация некоторых мономеров при диспергировании неорганических веществ / Н.А. Платэ, В.В. Прокопенко, В.А. Каргин // Высокомолекулярные соединения. - 1959. - № 11. - С. 1713-1720.
3. Каргин В.А. О химической прививке на кристаллических поверхностях / В.А. Каргин, Н.А. Платэ // Высокомолекулярные соединения. - 1959. № 2. - С. 330-331.
4. Бутягин П.Ю. Об образовании макрорадикалов при механической деструкции застеклованных полимеров / П.Ю. Бутягин, А.А. Берлин, А.Э. Калмансон, Л.А. Блюменфельд // Высокомолекулярные соединения. - 1959. - № 6. - С. 865-868.
5. Милинчук В.К. Макрорадикалы / В.К. Милинчук, Э.Р. Клишпонт, С.Я. Пшежецкий. - М.: Химия, - 1980. - 264 с.
6. Каргин В.А. О структуре и свойствах продукта совместного диспергирования полиэтилена и сажи / В.А. Каргин, Н.А. Платэ, В.Г. Журавлева, В.П. Шibaев // Высокомолекулярные соединения. - 1961. - № 4. - С. 650-654.
7. Гордиенко В.П. Механохимическое модифицирование структуры и физико-механических свойств полиэтилена, содержащего карбиды Si, Ti и Mo / В.П. Гордиенко, О.Н. Мустьяца, Г.Н. Ковалёва // Украинский химический журнал. - 2016. Т. 82, № 2. - С. 124-128.
8. Аронов М.Н. Лабораторная эксцентриковая вибротельница / М.Н. Аронов // Приборы и техника эксперимента. - 1959. № 1. - С. 153-154.
9. Акутин М.С. О механизме взаимодействия структурообразователей с кристаллическими полимерами / М.С. Акутин, Г.М. Озеров, В.А. Каргин // Пластические массы. - 1966. - № 12. - С. 32-33.
10. Гордиенко В.П., Мустьяца О.Н., Сальников В.Г. Влияние дисперсности частиц неорганической добавки на структуру и свойства линейного полиэтилена / В.П. Гордиенко, О.Н. Мустьяца, В.Г. Сальников // Пластические массы. - 2007. - № 12. - С. 11-13.

11. Гордиенко В.П. Позитивное модифицирование композиционных термопластичных материалов под воздействием агрессивных факторов – новое научное направление в полимерном материаловедении / В.П. Гордиенко // Энциклопедия инженера-химика. - 2010. - № 11. - С. 6-12; - № 12. - С. 2-6.

12. Соломко В.П. Наполненные кристаллизующиеся полимеры / В.П. Соломко. - Киев: Наукова думка, - 1980. - 264 с.

13. Ратнер С.Б. Связь износа с другими механическими свойствами пластмасс / С.Б. Ратнер, И.И. Фарберова, О.В. Радюкевич, Е.Г. Лурье // Пластические массы. - 1963. № 7. - С. 38-42.

14. Фарберова И.И. Влияние наполнения и пластификации на износостойкость пластмасс / И.И. Фарберова, С.Б. Ратнер // Пластические массы. - 1967. № 4. - С. 68-71.