

**КОБЕЦЬ А.С., ДЕРКАЧ О.Д., ЧИГВІНЦЕВА О.П., КАБАТ О.С.,
РУЛА І.В., ДУДІН В.Ю., МАКАРЕНКО Д.О., БОЙКО Ю.В.**

**ЗАСТОСУВАННЯ
ПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИТІВ
В АГРОПРОМИСЛОВОМУ КОМПЛЕКСІ**

Монографія

**Доробок наукової школи ДДАЕУ
«Полімерні композити в АПК»**

**Дніпро
Журфонд
2022**

УДК 678.631

К55

Рецензенти: *В.В. Аулін*, доктор технічних наук, професор кафедри експлуатації та ремонту машин, Центральноукраїнський національний технічний університет;
В.Б. Говоруха, доктор фізико-математичних наук, професор, завідувач кафедри вищої математики та фізики, Дніпровський державний аграрно-економічний університет

Рекомендовано до друку науково-технічною радою Дніпровського державного аграрно-економічного університету (протокол № 05 від 23 червня 2022 р.)

Рекомендовано до друку вченою радою Дніпровського державного аграрно-економічного університету (протокол № 9 від 30 червня 2022 р.)

КОБЕЦЬ А.С., ДЕРКАЧ О.Д., ЧИГВІНЦЕВА О.П., КАБАТ О.С., РУЛА І.В., ДУДІН В.Ю., МАКАРЕНКО Д.О., БОЙКО Ю.В.

К55 Застосування полімерних композитів в АПК. Монографія. - Дніпро: Журфонд, 2022. - 356 с.

У монографії наведено історію розвитку наукової школи «Полімерні композити в АПК», коротко представлені біографії науковців школи, окреслені основні напрямки діяльності. Розкрито методи і методики наукових досліджень властивостей полімерних композитів, їх характеристики, області застосування та перспективні напрямки досліджень. Обґрунтовано оптимальні формули полімерних композитів для раціонального застосування в механізмах і машинах агропромислового комплексу, надані рекомендації. Також розглянуті можливості застосування полімерних композитів в інших сферах машинобудування.

ISBN 978-966-934-350-5

© Кобець А.С., Деркач О.Д., Чигвінцева О.П., Кабат О.С.,
Рула І.В., Дудін В.Ю., Макаренко Д.О., Бойко Ю.В., 2022
© Журфонд, 2022

ЗМІСТ

ІСТОРІЯ РОЗВИТКУ НАУКОВОЇ ШКОЛИ «ПОЛІМЕРНІ КОМПОЗИТИ В АПК».....	6
ПРЕДСТАВНИКИ НАУКОВОЇ ШКОЛИ, ЯКІ В СВІЙ ЧАС ВНЕСЛИ НАЙБІЛЬШЕ НАУКОВИХ ЗДОБУТКІВ.....	12
ПРЕДСТАВНИКИ СУЧАСНОЇ НАУКОВОЇ ШКОЛИ.....	18
РОЗДІЛ 1 ЗАСТОСУВАННЯ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ В МАШИНОБУДУВАННІ (Кобець А.С., Деркач О.Д., Макаренко Д.О.).....	28
1.1 Загальні положення.....	28
1.2 Коротка характеристика матеріалів, що використовуються для виготовлення обертових елементів сільськогосподарських машин.....	58
ЛІТЕРАТУРА.....	76
РОЗДІЛ 2 ПОЛІМЕРНІ КОМПОЗИТИ КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ НА ОСНОВІ ТЕРМОПЛАСТИЧНИХ В'ЯЖУЧИХ (Чигвінцева О.П., Рула І.В., Бойко Ю.В.).....	80
2.1 Композиційні матеріали на основі пентапласту.....	80
ЛІТЕРАТУРА.....	110
2.2 Композиційні матеріали на основі ароматичних поліамідів.....	112
2.2.1 Полімерні композити на основі фенілону С-2.....	112
2.2.1.1 Вплив технологічних параметрів на властивості вуглепласти- ка на основі фенілону С-2.....	112
ЛІТЕРАТУРА.....	158
2.2.1.2 Вивчення основних експлуатаційних характеристик вуглеп- ластика на основі фенілону С-2.....	164
ЛІТЕРАТУРА.....	177
2.2.2 Органоластики на основі ароматичних фенілонів С-1 і С-П.....	178
2.2.2.1 Порівняльний аналіз термічних і трибологічних властивостей ароматичних поліамідів фенілон С-1 і фенілон С-П.....	178
ЛІТЕРАТУРА.....	208
2.3 Вуглеластики на основі поліаміду 6: технологія отримання ви- робів, властивості (Деркач О.Д.).....	209
2.3.1 Вплив технологічних параметрів на властивості деталей з вуг- лепластиків, одержаних методом лиття під тиском.....	209
2.3.2 Визначення режиму сушіння вуглепластиків на основі поліамідів...	211

2.3.3	Визначення ударної в'язкості і теплофізичних властивостей.....	212
2.3.4	Термообробка.....	214
2.3.5	Вплив повторної переробки на трибологічні властивості.....	219
	Висновки по розділу.....	224
2.3.6	Вплив технологічних факторів на усадку вуглепластикових елементів.....	224
2.3.7	Вплив кліматичних факторів на властивості вуглепластиків.....	227
2.3.8	Дослідження трибологічних властивостей вуглепластикових елементів.....	230
2.3.8.1	Дослідження тертя без змащення.....	230
2.3.8.2	Дослідження тертя при змащуванні.....	238
	ЛІТЕРАТУРА.....	240
2.4	Розробка та дослідження властивостей ПКМ на основі політетрафторетилену (фторопласт-4) (Дудін В.Ю.).....	242
2.4.1	Вивчення мікроструктури композитів.....	243
2.4.2	Теплофізичні характеристики композитів ВП на основі ПТФЕ... ..	245
2.4.3	Фізико-механічні характеристики.....	251
2.4.4	Трибологічні властивості.....	253
	Висновки по розділу.....	257
РОЗДІЛ 3 ТЕРМОСТІЙКІ ПОЛІМЕРНІ КОМПОЗИТИ ТРИБОЛОГІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ (Кабат О.С.).....		258
3.1	Характеристики вихідних матеріалів.....	260
3.2	Розробка та оптимізація технологічних параметрів переробки термостійких ПКМ.....	267
3.2.1	Підготовчий етап переробки термостійких ПКМ у виробі.....	268
3.2.1.1	Визначення оптимального часу перемішування та якості розподілення силікагелю у полімерних композиціях на основі феніло-ну С-1, фторопласту-4 та ДФСФО.....	268
3.2.1.2	Визначення оптимального тиску та часу витримки при формуванні брикетів з полімерних композицій.....	274
3.2.2	Основний етап переробки термостійких ПКМ у виробі.....	279
3.2.2.1	Визначення оптимальних температур та часу сушки полімерних композицій на основі фенілону С-1, фторопласту-4 та ДФСФО....	279
3.2.2.2	Визначення оптимальних тисків, температур та часу витримки при пресуванні виробів з термостійких ПКМ.....	284
3.2.3	Заключний етап переробки термостійких ПКМ у виробі.....	291
3.3	Вплив складів та технології отримання термостійких ПКМ на експлуатаційні властивості виробів з них.....	299
3.3.1	Вплив складів та технології отримання ПКМ на теплофізичні властивості виробів з них.....	299
3.3.2	Вплив складів та технології отримання ПКМ на фізико-механічні властивості виробів з них.....	310

3.4 Трибологічні властивості виробів з термостійких ПКМ.....	317
Висновки по розділу.....	333
ЛІТЕРАТУРА.....	334

РОЗДІЛ 4 РОЗВИТОК СФЕР ЗАСТОСУВАННЯ ПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИТІВ У МАШИНОБУДУВАННІ ТА БУДІВНИЦТВІ

<i>(Кобець А.С., Деркач О.Д.)</i>	344
4.1 Деякі експериментально-виробничі потужності наукової школи «Полімерні композити в АПК».....	344
4.2 Автономні платформи (агророботи).....	346
4.3 Дорожні покриття.....	349
4.4 Спеціальна техніка.....	350
4.5 Інші перспективні сфери застосування конструкційних ПКМ.....	351
ЛІТЕРАТУРА.....	353

ІСТОРІЯ РОЗВИТКУ НАУКОВОЇ ШКОЛИ «ПОЛІМЕРНІ КОМПОЗИТИ В АПК»



15.04.1950 – 11.06.2019

Наукова школа «Полімерні композити в АПК» була заснована у 1976 році Заслуженим винахідником України, академіком Української Технологічної Академії, професором Бурею Олександром Івановичем – вченим у галузях полімерного матеріалознавства, трибології та машинобудування. У різні часи, від дня створення наукової школи дослідження проводили Леві О.Г., Арламова Н.Т., Бедін А.С., Черкасова Н.Г., Байгушев В.В., Голов'ятинська В.В., Гаюн Н.С., Наконечна Н.І., Киприч В.В., Кузнецова О.Ю. та інші. Сьогодні наукова діяльність школи характеризується результатами фундаментально-прикладних досліджень вчених професора Кобця А.С., доцентів Деркача О.Д., Чигвінцевої О.П., Рули І.В., Дудіна В.Ю., Макаренка Д.О., Кабата О.С.

Представниками наукової школи опубліковано наукові праці у 32 країнах світу, видано 29 монографій та навчальних посібників, представлено більше 600 наукових доповідей на Всеукраїнських та Міжнародних конференціях і конгресах. Виконано більше 130 науково-дослідних робіт на загальну суму понад 2 млн. доларів США. Посівні комплекси українського виробництва, модернізовані композитами, розробленими в лабораторії встановили два рекорди України, засіявши більше 17 тис. га без технічного обслуговування рухомих з'єднань.

Наукова школа бере свої витоки з **1976 – 1979 рр.**, коли Буря О.І. після закінчення аспірантури в Державному хіміко-технологічному інституті вступив на роботу на посаду старшого наукового співробітника до тоді ще Дніпропетровського державного сільськогосподарського інституту і організував науковий гур-

ток, який працював при кафедрах «Ремонт машин» та «Експлуатація машинно-тракторного парку». Тут студенти почали опановувати основи розробки та створення полімерних композитів і конструювання з них деталей рухомих з'єднань сільськогосподарських машин. Основну увагу засновник і науковий керівник гуртка звернув на вуглепластики – полімерні композити, в основі яких були термо- або реактопласти, армовані міцними вуглецевими волокнами. Передбачалося, що деталі, отримані з таких композитів, забезпечать підвищення надійності сільськогосподарської техніки, яка так цього потребувала. З того складу гуртка вийшли нинішній ректор ДДАЕУ, Заслужений працівник освіти України, доктор наук з державного управління, професор Кобець А.С. Ще більше десяти доцентів і науково-педагогічних працівників різних закладів вищої освіти працювали колись або працюють і зараз в науковій школі «Полімерні композити в АПК» та інших закладах вищої освіти та наукових установах України.

У 1979 – 1980 рр. відбулося створення лабораторії тертя та зношування при кафедрі сільськогосподарських машин. Запрацювала перша дискова машина тертя, завдяки якій, молоді вчені змогли виконувати науково-дослідні та конструкторські роботи за замовленням ВО «Ростсельмаш», НВО «Химволокно», Конструкторського бюро по сільськогосподарських машинах і самохідних шасі та інших підприємств. За цей період Всесоюзний науково-дослідний інститут державної патентної експертизи видає колективу 32 авторських свідоцтва на винаходи. Студент Бедін А.С., виконуючи перші науково-дослідні роботи в лабораторії, стає лауреатом студентських конкурсів з науково-дослідних робіт. Наукова лабораторія видає перші вироби, що рекомендовані до впровадження: вічка шнека жаток підвищеної довговічності для зернозбиральних комбайнів вітчизняного та зарубіжного виробництва, підшипники променя мотовила та вала соломотряса, що володіють підвищеною зносостійкістю. У цей час розробляються нові полімерні композити, армовані волокнистими та дискретними наповнювачами. Застосування цих наукових розробок у конструкціях зерно- та бурякозбиральних комбайнів забезпечило підвищення надійності вітчизняної сільськогосподарської техніки.

1981 – 1987 рр. – це період створення лабораторії полімерних композитів (кафедра хімії) на базі якої успішно працював міжвузівський творчий колектив, який двічі нагороджувався перехідним Червоним прапором

ЦК ЛКСМУ. Бурі О.І. присуджуються почесні звання «Кращий молодий винахідник України» (1981) та «Кращий винахідник Міністерства сільського господарства СРСР» (1984). Молодому вченому Кобцю А.С. присвоєно почесне звання «Кращий молодий винахідник України». Результатом роботи школи став захист кандидатської дисертації на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук на тему «Обґрунтування робочого процесу і параметрів комбінованого викопуючого пристрою машини для збирання кормових буряків» за спеціальністю 05.20.01 – механізація сільськогосподарського виробництва.

1988 – 2010 рр. Лабораторія полімерних композитів стає однією з кращих в Україні за укомплектованістю сучасним обладнанням необхідним для проведення теплофізичних, фізико-механічних та трибологічних досліджень. Організовується і починає працювати експериментальне виробництво деталей із розроблених композиційних матеріалів. Розробки вчених школи впроваджуються в ДКБ «Південне», ВО «Ростсельмаш», в аграрних і транспортних підприємствах України та інших країн. Вчені наукової школи знаходять вирішення питань навіть для тролейбусного парку «Дніпропетровський електротранспорт»: розроблено й впроваджено полімерно-композитні втулки



шворнів переднього мосту тролейбусів ЗиУ-9 та ЮМЗ-Т2. Налагоджується науково-технічне співробітництво з установами, Сербії, Польщі, Чехії, Китаю. З початку 2000-х років налагоджується співпраця з університетом термоенергії міста Хуанчжоу (фото).

37 студентів та молодих вчених – представників наукової школи, стали переможцями міжнародних, Всесоюзних та Республіканських конкурсів, троє із них Кобець А.С., Леві О.Г. та Бедін А.С. – удостоєні звання «Кращий молодий винахідник України». Наукова школа організовує ряд всеукраїнських та міжнародних наукових конференцій, на яких збираються вчені з різних куточків світу.



Учасники Міжнародної наукової конференції «Полімерні композити: методи отримання, властивості, застосування», м. Дніпро, 2010 р., ДДАЕУ

Представники школи захищають 14 кандидатських дисертацій, двоє із них стають професорами, академіками: Буря О.І. (Українська технологічна академія), Кобець А.С. (Національна академія наук вищої освіти України).

2010 – 2022 рр. Утворюється міжфакультетська науково-дослідна проблемна лабораторія технічного сервісу машин, яка об'єднала ряд кафедр інженерно-технологічного факультету та кафедру хімії агрономічного.

В цей час науково-педагогічними працівниками за останні роки захищено 3 дисертації на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук (Кузнецова О.Ю., Рула І.В. – керівник проф. Буря О.І.; Макаренко Д.О. – керівник доц. Деркач О.Д.), опубліковано понад 700 наукових та науково методичних робіт, отримано 54 патенти України на винаходи і корисні моделі. Останні публікації наукової школи видані в Україні, Італії, Латвії, Болгарії, Туреччині.

Так, делегація представників наукової школи взяла участь у «Першому міжнародному конгресі з сільського господарства та тваринництва – «UGAR2018», що пройшов в університеті Харран, Туреччина (фото).



На фото, зліва направо: Vulent PISHKIN – доцент університету Харран;
Ірина ВОЛОВИК – очільниця відділу міжнародних зв'язків та
публічних комунікацій ДДАЕУ;
Андрій ПУГАЧ – декан інженерно-технологічного факультету;
Олексій ДЕРКАЧ – завідувач кафедри ЕМТП;
Віталій ДИРДА – завідувач кафедри надійності і ремонту машин

Наукова школа бере курс на впровадження багаторічних напрацювань у виробництво. Так, на замовлення корпорації «Агро-Союз» створена принципово нова система підвищеної коректності копіювання поверхні ґрунту, яка може бути інтегрована в усі відомі на сьогодні посівні машини і комплекси та ґрунтообробну техніку. Особливістю винаходу є найвища точність виконання агротехнічних умов, а також розробка не потребує обслуговування. Сьогодні вона реалізована на багатьох моделях відомих виробників таких машин: John Deere, Great Plains, Teiko, Kinze, Turbosem-II та ін. У 2014 році посівний комплекс «Агро-Союз Turbosem II 19-60», укомплектований такою системою засіяв площу 9179,5 га с.-г. культур без проведення жодного технічного обслуговування з виконанням всіх агротехнічних вимог, а в 2017 році підтверджено новий результат – 17251 га. Ці досягнення внесено в Єдиний реєстр рекордів України і це стало безпрецедентною подією в історії Дніпровського державного аграрно-економічного університету.



Посівний агрегат, який напрацював 17251 га без технічного обслуговування і встановив два Рекорди України в номінації «Наука і технології».
Зареєстровано експертом Ланою Ветровою

Постійними партнерами наукової школи сьогодні є: товариства з обмеженою відповідальністю «Агротек» м. Дніпро; ТОВ «Агро КМР» Павлоградського району; ТОВ «Мегафорс» м. Дніпро; ТОВ «ТД «Агротайм» та багато інших передових аграрних підприємств.

Наукова школа виступає консультантом при створенні ґрунтообробної техніки «Промислової групи «Корсунь» і надає кваліфіковану підтримку аграріям у виборі оптимального машинно-тракторного парку та технологій у рослинництві.

Основні напрямки творчої роботи представників школи

- Розробка теоретичних основ управління міцнісними та антифрикційними характеристиками систем на основі термопластичних і термореактивних полімерів;
- Дослідження властивостей мастильно-охолоджувальних рідин, складів для припрацювання і абразивних паст;
- Розробка теорії тертя і зношування, що враховує специфіку фізико-хімічних взаємодій у фрикційному контакті, а також умови експлуатації трибоспрямлень машин і механізмів.

Сьогодні виконуються науково-дослідні роботи за темою БМ-15/2020 «Розробка композитних елементів необслуговуваних рухомих з'єднань машин і механізмів з використанням відходів побутових, промислових пластиків», яка фінансується з державного бюджету України. Сума фінансування 2,4 млн. грн.

ПРЕДСТАВНИКИ НАУКОВОЇ ШКОЛИ, ЯКІ В СВІЙ ЧАС ВНЕСЛИ НАЙБІЛЬШЕ НАУКОВИХ ЗДОБУТКІВ

Ніна АРЛАМОВА

(1967 – 2018)



Народилася 21.03.1967 р. У 1989 р. закінчила ДХТІ, факультет технології органічних речовин. З 1990 р. по 2001 р. працювала старшим лаборантом, а з 2001 р. по 2007 р. – доцентом в ДДАУ. У 2001 р. захистила кандидатську дисертацію (науковий керівник – проф. Буря О.І.). Автор 90 наукових праць, із них 20 статей, понад 40 доповідей на конференціях та симпозіумах, 12 патентів, 8 навчально-методичних посібників. У 1998 р. отримала грант за номінацією «Соросовський аспірант». З 2007 р. працювала доцентом в Дніпропетровському Національному університеті залізничного транспорту, на кафедрі екології.

Андрій БЕДІН

Науковий співробітник, старший викладач



Народився 13.03.55 в селі Любомирка Полонського району Хмельницької області в сім'ї службовців. Навчався в Кам'янській середній школі Житомирської області, яку закінчив в 1972 році. Після закінчення з відзнакою Житомирського технічного училища №1, працював токарем 4 розряду на Херсонському заводі карданних валів. В 1973 по 1975 роки служив у лавах Радянської Армії. З 1975–1981 рр. слухач підготовчого відділення, студент факультету механізації сільського господарства Дніпропетровського сільгоспінституту (ДСГІ). Лауреат студентських конкурсів з науково-дослідної (науковий керівник Буря О.І.).

З 1981 по 1985 рр. – старший науковий співробітник лабораторії полімерних композитів ДСГІ.

Досконало освоїв методики досліджень тертя, зносу, теплостійкості, конструювання та виготовлення деталей із композитних матеріалів. Виступав з доповідями на Всесоюзних, Республіканських конференціях. За активну участь у винахідницькій роботі у 1984 р. Бєдіну А.С. було присвоєно почесне звання «Кращий молодий винахідник України», а за впровадження у виробництво вуглепластиків нагороджено бронзовою медаллю ВДНГ СРСР, (1983).

З 1986 по 1994 роки працював інженером-конструктором, на Дніпропетровському комбайновому заводі. З 1994 року працює в Дніпропетровському державному аграрному університеті на кафедрах ремонт машин, фізики та матеріалознавства.

Автор більше 60 наукових публікацій, має 11 авторських свідоцтв та 10 патентів на виходи.

Олександра ЛЕВІ

Наукова співробітниця

Народилася 30 жовтня 1955 р. Закінчивши в 1980 році Дніпропетровський хіміко-технологічний інститут, поступила на роботу в Дніпропетровський сільськогосподарський інститут і працювала молодшим науковим співробітником кафедри сільськогосподарських машин та хімії, а з 1981 р. старшим науковим співробітником кафедри хімії.



За час роботи в інституті була відповідальним виконавцем 4 науково-дослідних робіт за господарськими договорами. Підготувала і зробила 20 доповідей на міжнародних, всесоюзних і республіканських науково-технічних конференціях і нарадах; брала участь у роботі Міжнародних виставок «Ремдеталь-83» і «Хімія-83» (1983 р.); виставки АН СРСР «Композиційні полімерні матеріали» (1984 р.), (бронзова медаль); «Молодь Країни Рад» (1985 р.), присвяченої фестивалю молоді і студентів в Москві, (срібна медаль), і «70-років Великого Жовтня» (1987 р.), (бронзова медаль); виставки, присвяченої 50-річчю стахановського руху і нагороджена медаллю і Дипломом ВДНХ УРСР. У списку наукових праць 17 винаходів і понад 50 опублікова-

них наукових праць. У 1982 році стала лауреатом республіканського огляду «НТТМ» і нагороджена Дипломом III ступеня. За перемогу в соціалістично-му змаганні нагороджена знаком ЦК ВЛКСМ «Молодий гвардієць II п'ятирічки» I ступеня; за активну наукову і суспільну роботу – Почесною грамотою ЦК ЛКСМ України (1983 р.), а в 1984 р. – знаком ЦК ВЛКСМ. Визнана переможцем республіканського огляду на кращі винаходи, направлені на механізацію ручних і трудомістких процесів, підвищення продуктивності праці і якості роботи (1983, 1984 рр.). У 1986 році удостоєна звання «Кращий молодий винахідник України».

У 1988 році поступила на роботу в Дніпропетровський філіал Всесоюзного центру патентних послуг (в даний час іменується Дніпропетровський державний центр науково-технічної і економічної інформації), в якому працює дотепер.

Працювала експертом, експертом II категорії, провідним експертом, в даний час – завідувач відділу з питань інтелектуальної власності.

У 2003 році зареєстрована представником у справах інтелектуальної власності (патентним повіреним), реєстраційний № 229.

Наталія ЧЕРКАСОВА

Кандидатка технічних наук, доцент



Народилась 07.12.1949 р. у м. Дніпропетровськ. У 1966р. закінчила Дніпропетровську середню школу №71 із золотою медаллю, в 1971 р. Дніпропетровський хіміко-технологічний інститут, факультет технології органічних речовин. З 1972 по 1994 р. працювала в Проблемній науково-дослідній лабораторії ДХТІ, молодшим та старшим науковим співробітником. У 1994 р. захистила кандидатську дисертацію на тему «Органопластики на основі реактопластів та ароматичних поліамідних волокон; вивчення формування їх властивостей». З 1995 р. перейшла у ДДАУ на посаду старшого викладача. У 2001 р. присвоєно вчене звання доцента. Автор 80 наукових публікацій у міжнародних та вітчизняних виданнях, у тому числі 27 статей, 32 доповідей на конференціях і симпозіумах, 8 авторських свідоцтв та патентів України і Росії, 4 навчальних посібників.

Вікторія КИПРИЧ

Асистентка

Народилася 19 березня 1984 р. у м. Дніпропетровськ. В 2000 р. закінчила Спеціалізовану школу художньо-архітектурного напрямку №71. У 2005 р. закінчила УДХТУ, за фахом інженер-технолог високомолекулярних сполук. З 2005 р. – аспірант ДДАУ спеціальність «Полімерні композиційні матеріали». Із 2008 р. – асистент кафедри хімії. Автор 13 наукових праць, з них 5 статей, 6 тез доповідей на міжнародних конференціях, 2 патентів на винаходи. Має публікації в Росії, Сербії, Болгарії. У 2009 році нагороджена дипломом III ступеня як переможець Міжнародної виставки «Композиційні матеріали в промисловості (Славполіком-2009)» за розробку «Деталі залізничних вагонів із оксафену».



Антоніна ШЕРСТЮК

Асистентка

Народилася 14.03.1985 р. у с. Водяна Балка Диканського р-ну Полтавської обл. У 2007 р. закінчила природничий факультет Полтавського державного педагогічного університету. З 2007 по 2009 р. працювала зав. лабораторією та асистентом на кафедрі хімії ДДАУ. Займалась розробкою та дослідженням властивостей нанокompозитів на основі ароматичного поліаміду фенілон С-2. З 2009 – здобувач наукового ступеню кандидата наук. Автор 3 наукових праць.



Наталія ГАЮН

Асистентка



У 2008 р. із відзнакою закінчила механічний факультет УДХТУ. В 2008-2010 рр. працювала асистентом на кафедрі хімії ДДАУ та була здобувачем наукового ступеня із спеціальності «Машини і засоби механізації сільськогосподарського виробництва», працювала над темою дисертацією «Дослідження закономірностей виникнення відмов гідромеліоративних машин та розробка заходів їх усунення шляхом використання полімерних композитів» (наук. керівник – професор Буря О.І.). Має 6 патентів на корисну модель, автор 7 наукових праць. Основний напрямок наукових досліджень – вивчення закономірностей процесів тертя та зношування полімерних композиційних матеріалів.

Ніна НАКОНЕЧНА

Асистентка



Народилася 12.09.1984 року в м. Полтава. З 1991 по 2001 (рік випуску) навчалася в загальноосвітніх середніх школах № 11 та № 36 (м. Полтава). Протягом навчання брала участь в міських олімпіадах з хімії (у 1999 році зайняла II місце). У 2001 році зайняла III місце в обласному конкурсі наукових робіт Малої академії наук з хімії. Закінчила школу з золотою медаллю.

З 2001 по 2006 роки навчалася у Полтавському державному педагогічному університеті, природничий факультет, спеціальність «Хімія та основи інформатики» отримувала стипендію імені А.П. Каришина. У 2004 році надрукована її наукова робота «Поліморфізм та ізоморфізм кристалічних структур» в збірнику наукових статей конференції «XI Каришинські читання».

У 2006 році отримала диплом спеціаліста з відзнакою по спеціальності «Хімія, педагогіка та основи інформатики».

З 2004 по 2006 роки працювала лаборантом аналітичної лабораторії ґрунтів та лабораторії якості зерна ПДАА на базі агрономічного факультету.

З 2006 по 2008 роки працювала асистенткою кафедри хімії Дніпропетровського державного аграрного університету. З 2007 року пошукувач на кафедрі, тема дисертації – «Розробка та дослідження властивостей полімерних композитів на основі ароматичного поліаміду Фенілон С-2 та вуглецевих нанотрубок» (науковий керівник Буря О.І.). Співавторка 8 статей, 4 тез доповідей. Брала участь у 4 міжнародних конференціях, зокрема ІХ Міжнародна молодіжна науково-практична конференція «Людина і космос. 50-річчя Космічної ери» (м. Дніпропетровськ, 2007 р.), отримала диплом за кращу доповідь.

Ольга КУЗНЕЦОВА

Кандидатка технічних наук

Народилася у м. Дніпропетровську 11.03.1970. У 1987 закінчила середню школу №75. В тому ж році вступила до Дніпропетровського державного університету на радіофізичний факультет. У 1992 р. закінчила Дніпропетровський державний університет за спеціальністю «Обчислювальні машини, комплекси, системи та мережі». З 1994 по 1998 роки працювала інженером у КБ «Південне». З березня 2008 року працювала старшим лаборантом та асистентом кафедри хімії Дніпропетровського державного аграрного університету. У грудні 2008 року вступила до аспірантури у ДДАУ, кафедра хімії, за спеціальністю 05.05.11. «Машини і засоби механізації сільськогосподарського виробництва». Науковий керівник – професор Буря О.І. Авторка більше 20 наукових праць, опублікованих в Україні та країнах Європи. У 2013 році захистила дисертацію на здобуття наукового ступеню кандидата технічних наук за темою «Розробка фулереновмісних композитних матеріалів на основі фенілону для деталей конструкційного призначення».



ПРЕДСТАВНИКИ СУЧАСНОЇ НАУКОВОЇ ШКОЛИ

Анатолій КОБЕЦЬ

**Доктор наук з державного управління, кандидат технічних наук,
професор, Заслужений працівник освіти України, ректор ДДАЕУ**



Народився 22 липня 1955р. в с.м.т. Межова Дніпропетровської області. З 1962 по 1972рр. – учень Межівської СШ №1. В 1972–1973рр. працював в колгоспі ім. Фрунзе. В 1973р. поступив на перший курс факультету механізації Дніпропетровського сільськогосподарського інституту. В 1978 р. захистив дипломний проект на «відмінно» і отримав рекомендацію для вступу до аспірантури. Будучи студентом, проводив науково-дослідну роботу по розробці і дослідженню властивостей полімерних композиційних матеріалів, мав наукові публікації і став переможцем Республіканського та Всесоюзного конкурсів студентських наукових робіт.

В 1978–1980 рр. працював старшим науковим співробітником на кафедрі «Сільськогосподарські машини», Дніпропетровського сільськогосподарського інституту по договору, який виконувався за замовленням НВО «Хімволокно» (м. Митищі, Московської обл.). З 1980 р. – старший науковий співробітник Науково-дослідного інституту Нечорноземної зони України (Житомирська обл., м. Коростень). З 1983 по 1986 р. – аспірант Всесоюзного науково-дослідного інституту цукрових буряків (м. Київ). В 1987 р. захистив дисертацію на здобуття вченого ступеня кандидата технічних наук. В цьому ж році присвоєно звання «Кращий молодий винахідник України». З 1987 р. – завідувач лабораторією НДІ Нечорноземної зони України.

З 1990 р. по 1995 р. – робота в Дніпропетровському державному аграрному університеті на посаді доцента кафедри «Сільськогосподарські машини» та за сумісництвом с.н.с. в лабораторії полімерних композитів кафедри хімії. За використання композитів в різних галузях народного господарства нагороджений срібною медаллю (1990 р.) ВДНГ СРСР та дипломом другого ступеня ВДНГ УРСР (1990 р.)

З 1996 по 2001 рр. – декан факультету механізації сільського господарства ДДАУ. З 2001 р. – перший проректор, проректор з навчальної роботи ДДАУ. З 2002 р. постійний член експертної ради ДАК Міністерства освіти і науки України. В 2007 р. Колегією Міністерства освіти і науки України присвоєно вчене звання професора кафедри сільськогосподарських машин. В жовтні 2007 р. обраний ректором Дніпропетровського державного аграрного університету. В листопаді 2007 р. обраний академіком Академії наук Вищої освіти України. В грудні 2008 р. затверджений радником Президента Академії наук Вищої Освіти України.

В 1997 р. нагороджений знаком «Відмінник освіти України» Міністерства освіти і науки, в 2002 р. – трудовою відзнакою «Знак пошани» Міністерства аграрної політики України, в 2005 р. нагороджений Грамотою Верховної ради України, в 2008 р. за визначний здобуток в галузі науки і техніки відзначений нагородою Ярослава Мудрого Академії Наук Вищої Освіти України, у 2009 р. Указом Президента України присвоєно почесне звання «Заслужений працівник освіти».

Має більше 550 наукових і методичних робіт, з них 85 авторських свідоцтв на винаходи і патенти (17 патентів по полімерним композитам). Співавтор двох Рекордів України в номінації «Наука і технології» у 2014 та 2016 рр.

Олексій ДЕРКАЧ

**Кандидат технічних наук, доцент, завідувач кафедри експлуатації
машинно-тракторного парку**

Народився 10 квітня 1976 року в с. Поливанівка Магдалинівського району Дніпропетровської області. У 1993 році закінчив із золотою медаллю Поливанівську середню школу. У тому ж році вступив до Дніпропетровського державного аграрного університету на факультет механізації сільського господарства, який закінчив у 1998 році з відзнакою.



Після закінчення університету, працював в колективно-дільовому сільськогосподарському підприємстві «Кільчень» Магдалинівського району Дніпропетровської області на посадах: інженера з експлуатації, завідуючого ремонтною майстернею, виконуючого обов'язки головного інженера.

У 1999 році повернувся в Дніпропетровський державний аграрний університет на кафедру сільськогосподарських машин, де виконав магістерську роботу, присвячену розробці культиватора з активними робочими органами.

У тому ж році зарахований до аспірантури на кафедру хімії за спеціальністю 05.05.11 – машини і засоби механізації сільськогосподарського виробництва, де виконував кандидатську дисертацію «Обґрунтування параметрів обертових елементів робочих органів зернозбиральних комбайнів» під керівництвом проф. Бурі Олександра Івановича. З 2002 року прийнятий на роботу на кафедру експлуатації машинно-тракторного парку де працював на посадах асистента, старшого викладача, доцента. В 2006 році захистив кандидатську дисертацію. Є співавтором навчального посібника для магістрів «Дипломне проектування з машиновикористання», виданого під грифом Міністерства аграрної політики. Рішенням Атестаційної колегії Міністерства освіти і науки України від 23 грудня 2008 року присвоєно вчене звання доцента по кафедрі експлуатації машинно-тракторного парку.

Має більше 215 науково-методичних праць, 32 патенти на винаходи і корисні моделі. Співавтор двох Рекордів України в номінації «Наука і технології» у 2014 та 2016 рр.

Ольга ЧИГВІНЦЕВА

Кандидатка технічних наук, доцент, завідувачка кафедри хімії



Народилася 28.07.1967 року. У 1984 р. закінчила СШ №63. У 1990 році закінчила силікатний факультет Дніпропетровського хіміко-технологічного інституту за спеціальністю «інженер-хімік-технолог». З 1990 року працює в ДДАУ. У 1996 році отримала грант за номінацією «Соросовський аспірант». У 1999 році захистила кандидатську дисертацію «Розробка композитів на основі поліарилату для вузлів тертя бурякозбиральної техніки»,

науковий керівник – професор Буря О.І. за спеціальністю 05.02.01 «Матеріалознавство». У 2002 році – присвоєно наукове звання доцента. Науковий доробок: автор більш як 300 наукових праць, серед яких 65 статей, і 7 наукових монографій та розділів колективних монографій, 20 навчальних посібників, 16 патентів України на винаходи, 212 тез доповідей. Наукові праці опубліковані у міжнародних науково-технічних журналах та збірниках: «Доповіді Національної академії наук України», «Фізико-хімічна механіка матеріалів», «Композиційні полімерні матеріали», «Вопросы химии и химической технологии», «Вестник аграрной науки» «Придніпровський науковий вісник», «Новини науки Придніпров'я», «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій», «Машинознавство», «Сучасне машинобудування», «Композитные материалы», «Мир техники и технологий», «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні», «Пластические массы», «Химические волокна», «Трение и износ», «Материалы, технологии, инструменты». Автор наукових доповідей на міжнародних конференціях в таких країнах світу як Австрія, Англія, Білорусь, Болгарія, Німеччина, Єгипет, Латвія, Китай, Польща, Росія, Сербія та Чорногорія. Нагороджена дипломами I та II ступенів за навчальні посібники: «Практикум з біонеорганічної хімії», «Загальна хімія», «Ситуаційні завдання з біоорганічної хімії» та «Біонеорганічна хімія», грамотами I ступеню за монографії «Полиарилаты: синтез, свойства, композиционные материалы» та «Использование полимерных материалов в автомобилестроении», дипломом I ступеню за кращу наукову доповідь на Міжнародній науково-технічній конференції «Машиностроение и техносфера XXI века», 2004 р. Брала участь у розробці та є співавтором чотирьох технічних умов на полімерні композиційні матеріали. Займається науково-дослідною роботою у галузі полімерного матеріалознавства, зокрема, дослідженням теплофізичних та фізико-механічних властивостей полімерних композиційних матеріалів.

Ірина РУЛА

Кандидатка технічних наук, доцент кафедри хімії



Народилася 11 квітня 1979 року в м. Шостка Сумської області в сім'ї робітників. У 1996 році закінчила гуманітарну гімназію у м. Шостка, а у 2001 році – з відзнакою факультет технології високомолекулярних сполук Українського державного хіміко-технологічного університету за спеціальністю «Хімічна технологія кінофотоматеріалів та магнітних носіїв» і здобула кваліфікацію магістра з хімічної технології та інженерії.

Розпочала свій трудовий шлях з роботи старшим лаборантом кафедри хімії. У 2002 році була затверджена на посаді асистента, а у 2008 році на посаді старшого викладача кафедри хімії ДДАУ. За результатами 2007-2008 н.р. перемогла в номінації «Кращий асистент ДДАУ».

Займається науково-дослідною роботою в лабораторії полімерних композитів ДДАУ, була відповідальним виконавцем двох науково-дослідних робіт, працює як пошукувач (науковий керівник проф. Буря О.І.) над кандидатською дисертацією, яка присвячена розробці нових полімерних композитів на основі ароматичних поліамідів, армованих вуглецевими волокнами та їх використанню у вузлах тертя сільськогосподарської техніки. Студентські роботи виконані під керівництвом проф. Бурі О.І та ст. викл. Рула І.В. нагороджені дипломами II ступеня у Всеукраїнських конкурсах студентських наукових робіт у галузі знань «Машинознавство» в 2009 р. та «Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство» в 2010 р.

Рула І.В. – автор більше 120 наукових праць, серед них 4 навчальних посібники, 2 монографії та 1 розділ колективної монографії, 5 патентів на винаходи та корисні моделі, наукових доповідей апробованих на міжнародних конференціях в таких країнах світу як Білорусь, Німеччина, Єгипет, Китай, Польща, Сербія, Шрі-Ланка.

Нагороджена дипломом за кращу доповідь на VIII Міжнародній молодіжній науково-практичній конференції «Людина і Космос» (2006 р.) та дипломом II ступеня на Міжнародній виставці «Композиційні матеріали в промис-

ловості (Славполіком – 2009)» за розробку «Деталі із вуглепластиків армованих металізованими волокнами для металургійної промисловості» (2009 р.).

Володимир ДУДІН

Кандидат технічних наук, доцент, завідувач кафедри механізації виробничих процесів у тваринництві

Народився 17 квітня 1977 року в с. Миколаївка Петропавлівського району Дніпропетровської області. У 1994 році закінчив із золотою медаллю Миколаївську середню школу та вступив до Дніпропетровського державного аграрного університету на факультет механізації сільського господарства, який закінчив у 1999 році.



У тому ж році зарахований до аспірантури на кафедру хімії за спеціальністю 05.05.11 – машини і засоби механізації сільськогосподарського виробництва, де виконував кандидатську дисертацію «Обґрунтування параметрів обертових елементів робочих органів бурякозбиральних комбайнів» під керівництвом проф. Бурі Олександра Івановича.

З 2002 року прийнятий на роботу на кафедру механізації виробничих процесів у тваринництві де працював на посадах асистента, старшого викладача, доцента. В 2014 році захистив кандидатську дисертацію «Обґрунтування параметрів ротаційного пластинчатого вакуумного насоса індивідуальних доїльних установок». Рішенням Атестаційної колегії Міністерства освіти і науки України від 25 лютого 2016 року присвоєно вчене звання доцента кафедри механізації виробничих процесів у тваринництві.

Має більше 120 науково-методичних праць, 18 патентів на винаходи і корисні моделі.

Дмитро МАКАРЕНКО

**Кандидат технічних наук, доцент, доцент кафедри експлуатації
машинно-тракторного парку**



Народився 25 червня 1985 року в с. Олексіївка Нікопольського району Дніпропетровської області. У 2002 році закінчив із срібною медаллю Олексіївську середню загальноосвітню школу.

У 2002 році зарахований до Дніпропетровського державного аграрного університету на факультет механізації сільського господарства, який закінчив у 2007 році з відзнакою.

У тому ж році прийнятий на роботу на кафедру експлуатації машинно-тракторного парку де працював на посадах асистента, старшого викладача, доцента. У 2014 році зарахований до аспірантури на кафедру експлуатації машинно-тракторного за спеціальністю 05.05.11 – машини і засоби механізації сільськогосподарського виробництва, де виконував кандидатську дисертацію «Підвищення довговічності паралелограмного механізму посівних комплексів зміною конструкції рухомих з'єднань» під керівництвом доц. Деркача Олексія Дмитровича. У 2018 році захистив кандидатську дисертацію.

Є співавтором навчального посібника «Проектування технологічних процесів технічного обслуговування машин», виданого під грифами Міністерства аграрної політики та Міністерства освіти і науки. Рішенням Атестаційної колегії Міністерства освіти і науки України від 01 лютого 2022 року присвоєно вчене звання доцента кафедри експлуатації машинно-тракторного парку.

Має більше 70 науково-методичних праць, 6 патентів на винаходи і ко-рисні моделі.

Олег КАБАТ

**доктор технічних наук, доцент,
доцент кафедри експлуатації машинно-тракторного парку**

Народився 04 квітня 1981 року у місті Дніпропетровськ. З 1998–2003 р. навчався в Українському Державному Хіміко-Технологічному Університеті за спеціальністю «Обладнання хімічних виробництв і будівельних матеріалів» і отримав кваліфікацію бакалавра і магістра за цією спеціальністю. У 2008 р. захистив дисертацію на здобуття наукового ступеня кандидат технічних наук (спеціальність 05.17.06 Технологія полімерних та композиційних матеріалів). У 2012 році отримав вчене звання доцент кафедри хімічного машинобудування та апаратобудування.



У 2021 році захистив дисертацію на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук (спеціальність 05.17.06 Технологія полімерних та композиційних матеріалів). У 2022 р. отримав кваліфікацію магістр за спеціальністю «Агроінженерія».

З 2003–2011 працював на посаді асистента кафедри хімічного машинобудування ДВНЗ «Український Державний Хіміко-Технологічний Університет». З 2011 по 2021 працював на посаді доцента кафедри хімічного машинобудування ДВНЗ «Український Державний Хіміко-Технологічний Університет». З 2021 по теперішній час працюю завідувачем кафедри інноваційної інженерії ДВНЗ «Український Державний Хіміко-Технологічний Університет».

З 2010 по теперішній час працюю на посаді доцента кафедри експлуатації машинно-тракторного парку Дніпровського Державного Аграрно-Економічного Університету.

Має більше 160 наукових та науково-методичних праць, з яких більше 40 статей у фахових Українських та міжнародних виданнях, 9 патентів на винаходи, більше 60 тез доповідей на міжнародних конференціях, 3 навчальних посібника і більше 40 методичних вказівок.

Євген МУРАНОВ

Завідувач навчальної лабораторії кафедри «Експлуатація машинно-тракторного парку»



Народився 2 жовтня 1988 року в с. Любимівка Нововоронцовського району Херсонської області. У 2006 році закінчив Любимівську загальноосвітню школу I-III ступенів та вступив до професійно-технічного училища №29 у місті Кривий Ріг на спеціальність «Слюсар з ремонту автомобілів, водій автотранспортних засобів категорії «С». Після закінчення навчання в училищі 2007 році розпочав навчання у Нікопольському коледжі дніпропетровського державного аграрного університету. Закінчив навчання в коледжі у 2009 році та отримав диплом з відзнакою за спеціальністю «Механізація сільського господарства» і здобув кваліфікацію технік-механік.

Цього ж року вступив до Дніпропетровського державного аграрного університету та навчався 2 роки за скороченим терміном.

Після закінчення бакалаврату продовжив навчання за освітньо-кваліфікаційним рівнем «Спеціаліст», та у 2012 році здобув повну вищу освіту.

З першого вересня цього ж року зарахований до числа студентів ОКР «Магістр». Навчання закінчив у 2014 році та прийнятий на посаду завідувача навчальної лабораторії кафедри «Експлуатація машинно-тракторного парку» Інженерно-технологічного факультету та працює по теперішній час. 2017 року зарахований до аспірантури на кафедрі ЕМТП за спеціальністю 133 «Галузеве машинобудування». В 2021 році закінчив аспірантуру.

Має більше 10 науково-методичних праць, 4 патенти на корисні моделі.

Юлія БОЙКО
Старший викладач кафедри хімії

Народилася 18 грудня 1976 р. у м. Дніпродзержинськ (Кам'янське) у сім'ї робітників.

У 1994 р. закінчила Дніпродзержинську середню школу № 31 та вступила до Дніпровського національного університету на хімічний факультет, який закінчила у 1999 р. та здобула кваліфікацію магістра зі спеціальності «Хімія».



З 1999 р по 2008 р. працювала викладачем хімії у Кам'янському індустріальному коледжі Українського державного хіміко-технологічного університету, а з 2008 по 2017 р. – на посаді викладача хімії у Кам'янському медичному коледжі. За сумісництвом виконувала обов'язки завідувача навчальної частини.

У 2017 р. розпочала роботу у Дніпровському державному аграрно-економічному університеті на посаді асистентки, з 2021 р. переведена на посаду старшого викладача кафедри хімії.

З 1 березня 2022 р. є аспіранткою кафедри інноваційних технологій Українського державного хіміко-технологічного університету (науковий керівник – д.т.н. Кабат О.С.), тема дисертації: гібридні органічно-неорганічні кремніймісткі наповнювачі для термостійких полімерів триботехнічного призначення.

Займається науково-дослідницькою роботою в лабораторії полімерних композитів ДДАЕУ.

У 2020 р. проходила стажування в Університеті природничих наук у м. Любліні (Польща) за темою «Ефективні методики викладання у галузі біології, екології, географії, геології, хімії та фізики» (16.11 – 28.12.2020, 180 годин), також є членом **Центру українсько-європейського наукового співробітництва з 2021 р.**

Є керівником студентського наукового хімічного гуртка «Хімічні дива».

Бойко Ю.В. – автор понад 25 наукових праць, серед яких 4 статті у фахових журналах, 4 колективні монографії, 2 навчальні посібники, 1 патент на корисну модель та тези на Міжнародних та Всеукраїнських конференціях.

РОЗДІЛ 1

ЗАСТОСУВАННЯ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ

В МАШИНОБУДУВАННІ

(Кобець А.С., Деркач О.Д., Макаренко Д.О.)

1.1 Загальні положення

Підвищення надійності і довговічності механізмів і машин пов'язане з удосконаленням не тільки конструкції вузлів і агрегатів. Важливу роль грають також і матеріали, які застосовуються. Високі вимоги до економічності, ергономічності та енергоємності нових машин спонукають до зменшення споживання конструкційних сталей і використання нових, більш прогресивних матеріалів, які б забезпечували виконання машинами покладених на них функцій з мінімальними витратами на створення, експлуатацію та обслуговування. До таких доцільно віднести високомолекулярні складні сполуки – полімерно-композитні матеріали (ПКМ), застосування яких і забезпечує вирішення проблеми довговічності, технологічних і екологічних задач, зниження трудомісткості виготовлення деталей. До того ж при виробництві деталей з ПКМ впровадження рециклінгу є ефективним.

Застосування полімерних матеріалів (ПМ) і створених на їхній основі ПКМ, яким притаманні цілі комплекси цінних властивостей, що є часто недосяжними при застосуванні традиційних матеріалів (малою питомою вагою, міцністю, хімічною стійкістю, високими трибологічними властивостями і т.д.) значно розширило властивості новостворюваних машин. ПКМ часто мають поєднання властивостей, несумісних в інших матеріалах, наприклад, низьку теплопровідність, високу електропровідність, малу масу, високу міцність тощо [1, 2].

Розробкою і впровадженням нових конструкційних пластиків у с.-г. машинобудуванні займалися багато вчених, зокрема Абрамов Л.М., Крейдлін Л.М., Климчук Ю.Ф., Буря О.І., Цурпал І.А., Murgas M. [3–7] та багато інших. Досліджувалися процеси старіння пластиків [8] та методи термообробки [9] для оптимізації фізико-механічних та хімічних властивостей виробів. Отримані результати у дослідженнях та впровадженні ПКМ у

с.-г. машинобудуванні визначили доцільність впровадження вуглепластиків (ВП), бо вони одночасно поєднують широкий спектр властивостей [10–12], недосяжних для інших ПКМ. Серед таких ВП, що при застосуванні їх в с.-г. машинах забезпечують підвищення ресурсу, надійності, зниження енергоємності використання машин є ВП на основі поліаміду-6 (6,6; 12 та ін.) та фенілону [13–15].

Характеристики ПКМ тільки підвищуватимуться, а попит на них – зростатиме. Наприклад, згідно прогнозів відомо, що попит на вуглецеві волокна (які є ефективним наповнювачем конструкційних пластиків) до 2022 року становитиме до 117 000 тон [16] і надалі він тільки зростатиме. За високого світового попиту на ПКМ виникає гостра необхідність утилізації або переробки відпрацьованих з них виробів. Тут же наголошено, що рециклінг вуглецевих волокон є економічно доцільним [16].

Сьогодні в Україні немає фахового наукового інституту з технології полімерно-композитних систем. Найближчим до України таким центром є Інститут металополімерних систем ім. В.А. Белого Національної академії наук Білорусі. З відомих причин, і цей центр переживає технологічну кризу. Співпраця з ним за умов, що склалися сьогодні, неможлива.

Прогресивний бізнес також спонукає суспільства світу до зменшення використання викопних палив, що є сировиною для ПКМ та поліпшення екологічної ситуації в світі [17]. Компанія Space X зробила ефективним космічний бізнес, у тому числі завдяки використанню і створенню нових ПКМ [17].

Відпрацьовані полімерні матеріали є небезпечним джерелом техногенного забруднення. У розвинутих країнах вже створені і вдосконалюються, а в країнах, що розвиваються, лише створюються нові технології із сортування, переробки та утилізації пластмас. Досить широко розвинені технології переробки і утилізації побутових пластиків – пляшок, пакувального матеріалу, виготовлених з поліетилентерефталату або поліетилену. Розроблені технології рециклінгу вуглепластиків [18].

Сьогодні оптимальними методами переробки сировини ПКМ у виробі слід вважати: пряме компресійне пресування, лиття під тиском, методи екструзії та пултрузії. Перспективним для проектування та виготовлення є 3D-друк ПКМ.

ПКМ застосовуються у широкому спектрі виконуючих механізмів різноманітного призначення: від побутових і сільськогосподарських до гірничозбагачувальних та залізничних, які працюють:

– в умовах безпосереднього контакту із біологічними об’єктами, побічними продуктами технологічного процесу збирання культури: рослинні залишки, земля, інші домішки (вічка шнека жатки, направляючі, підшипники вала соломотрясу, втулки тощо);

– в умовах обмеженого змащення або за його відсутності (підшипники ковзання, відкриті передачі, ланцюги);

– за знакозмінних ударних навантажень (зірочки, елементи храповиків та ланцюгових передач);

– оболонки для газів та рідин (ємності, наприклад, паливні баки, бочки для засобів захисту рослин та ін.).

Сьогодні доцільно використовувати класифікацію ПКМ, що застосовуються в сільськогосподарському машинобудуванні з виділенням наступних груп ознак (рис. 1.1): декоративні (виконують функції ненавантажених, дизайнерських елементів); функціональні (паливні та масляні баки, насіннєспроводи, гофри, елементи важелів та інші деталі, що сприймають помірне навантаження і вплив хімічних речовин) і конструкційні (деталі, що сприймають значні навантаження і працюють у важких експлуатаційних умовах).



Рис. 1.1 – Спрощена класифікація полімерно-композитних матеріалів, із зазначенням конкретного їх застосування у сільськогосподарському машинобудуванні

Сьогодні у конструкціях с.-г. машин ПКМ застосовуються дуже широко. Розглянемо найбільш важливі моменти, де ПКМ застосовуються в якості конструкційних матеріалів і виконують важливі функції у забезпеченні надійності машин.

Зернозбиральні комбайни

Жатка. Проблемним місцем рухомих з'єднань жатки тривалий час залишалися вічка шнека, які працюють в умовах тертя ковзання без мащення в абразивному середовищі (частинки піску, ґрунту, рослинна маса) за температури навколишнього повітря від -20 до $+50^{\circ}\text{C}$ і відносній вологості повітря $15\ldots 100\%$; у рухомому з'єднанні з пальцем 1, виготовленим з холодноотягнутої сталі 35 ГОСТ 1050, HRC 25–40, шорсткість поверхні $R_a = 0,63 \dots 2,5$; нерухомо закріпленім у муфті 2 на валу ексцентрикового механізму за допомогою шплінта 3 (рис. 1.2); лінійна швидкість ковзання і питомий тиск відповідно дорівнюють $0,5$ м/с і $0,29\ldots 0,5$ МПа. Термін роботи вічка повинен складати 2000 мото-годин (до 10 років) [19], тоді як фактична довговічність деталей, виготовлених з чистого поліаміду 6 складає 1-2 роки [20].

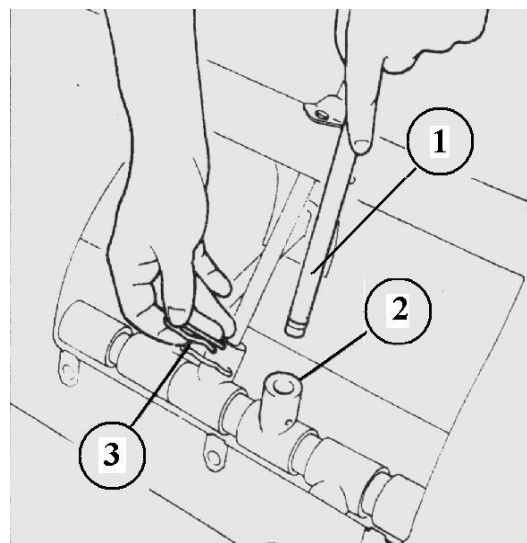


Рис. 1.2 – Кріплення пальця 1 до муфти 2 за допомогою шплінта 3

В принципі, дана проблема вирішена застосуванням ВП марок УПА-6-30, УПА-6-40, досліджено також можливість застосування інших ПКМ [21]. Показано динаміку зміни навантаження на вічко в процесі роботи комбайна. Визначено, що тиск на робочу поверхню вічка в екстремумі складає $0,45$ МПа і, таким чином, обґрунтовано оптимальний матеріал, що здатен забезпечувати нормальну роботу пальцевого механізму за наведених умов роботи. У цілому, можна виділити два типи кріплення (встановлення вічок в шнеку жатки: встановлені рухомо і нерухомо (табл. 1.1). У конструкціях пальцевих механізмів комбайнів, «CLAAS», «John Deere», «Case IH» та інших, вічка шнека жатки встановлені нерухомо, а в комбайнах КЗС-9-1 «Славутич», Акрос, Нива-Ефект, Дон-1500Б, Samro – рухомо.

Вічка, встановлені рухомо в шнекові поглинають енергію ковзного удару пальця за рахунок повороту і тертя.

Таблиця 1.1 – Основні типи вічок шнека жатки, їх склад та виробники

Рухомо встановлені вічка	Матеріал	Марка комбайна	Нерухомо встановлені вічка	Матеріал	Марка комбайна
	ВП (УПА-6-30), ПКМ на основі ПА-6	КЗС-9М-1 «Славутич», «Нива-Эффект», Дон-1500Б, Скіф		ПКМ, ВП УПА-6-40 Поліаміди	CLAAS
	Поліамід 6, вторинна сировина			ПКМ	Case
	Вторинна сировина	Акрос-530		ПКМ	John Deere

У випадку застосування нерухомих вічок, енергія удару пальця поглинається самим вічком. Тому, як правило, такі вічка виготовляються з ПКМ на основі еластомерів. Таке конструктивне рішення має переваги при ремонті пальцевого механізму або заміні вічок, бо їх кріплення простіше і менш матеріалоємне. Але і знос вічок у даному випадку значно більший. Досвід експлуатації зарубіжних комбайнів в Україні показав, що вічка потребують заміни щосезону [22].

Клавішний соломотряс. В комбайнах КЗС-9-1 «Славутич» та сімейства «Дон-1500» у серійному виробництві знайшли застосування підшипникові опори, встановлені на кулькових підшипниках разового змащення [23, 24] (рис. 1.3). У свою чергу кулькові підшипники встановлені в гумових кільцях – амортизаторах, що через спеціальні шайби стягнуті болтами. Таке пружне в подовжньому напрямку кріплення підшипників з клавішею на колінчатих валах зроблене для того, щоб неточності виготовлення гнутих валів не створювали додаткових навантажень на корпус клавіші і колінчастих валів. Як було вказано вище, термін служби такої опори складає від 3–5 років і більше, а тому її конструкція виконана нерозбірною. До переваг конструкції можна віднести відсутність обслуговування. Але у випадку заміни хоча б однієї підшипникової опори, у разі виходу її з ладу, комбайн виводиться з виробничого процесу на тривалий термін через значну трудомісткість заміни.

Скачайте з QR-коду нижче, відео про роботу зернозбиральних комбайнів в умовах США та оцініть важливість надійності механізмів, що були нами розглянуті.

У комбайнах зарубіжного виробництва, зокрема у італійської фірми «Laverda» [25] (рис. 1.4), німецької «CLAAS» у даному вузлі застосовано аналогічні між собою конструкції, які включають розбірні дерев'яні підшипники ковзання, виготовлені з двох напівпідшипників. Заміна та ремонт такої опори займає значно менше часу.

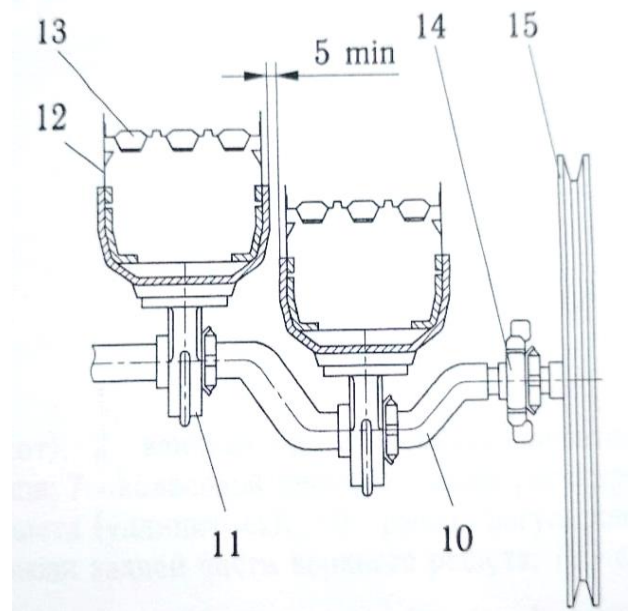


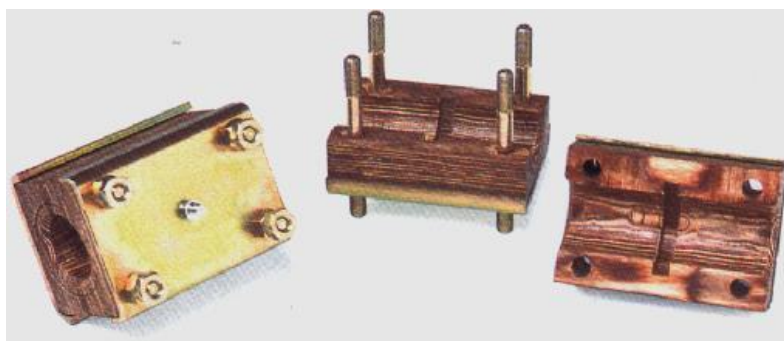
Рис. 1.3 – Фрагмент схеми клавішного соломотряса комбайна, з технічної документації КЗС-9-1 «Славутич»:

- 10 – вал; 11 – підшипник; 12 – стінка клавіші; 13 – робоча поверхня решета; 14 – корпус молотарки; 15 – приводний шків

Досвід експлуатації цих комбайнів в Україні показав, що такі підшипники потребують заміни щосезону. Однак, трудомісткість цієї операції зазвичай невелика.



а



б

Рис. 1.4 – Клавішний соломотряс комбайна «Laverda LX 2350»:

а – вигляд ззаду; *б* – дерев'яна підшипникова опора



Рис. 1.5 – Підшипникові опори клавішних соломотрясів комбайнів John Deere

Компанія John Deere для підвищення довговічності таких підшипникових опор, удосконалила їх застосуванням антифрикційного полімерного елемента (рис. 1.5). Такий елемент виконує дві функції: фіксуючу (контролює зміщення підшипника по осі вала) та трибологічну, зменшуючи навантаження на дерев'яні зони робочої поверхні підшипника.

Усі розглянуті конструкції опор клавішного соломотряса працюють в умовах тертя кочення з одноразовим змащенням або ковзання без змащення в абразивному

середовищі (пісок, частки ґрунту, соломисті залишки, що утворюються в результаті обмолоту) за температурі навколишнього середовища від мінус 20 до плюс 40°C і відносній вологості повітря 15...100%; по валу зі сталі 35 ГОСТ 1050-74, HB±170, шорсткість поверхні R_a 2,5...6,3. Швидкість ковзання і максимальний питомий тиск дорівнюють, відповідно 0,034 м/с і 0,31 МПа [26]. Підшипники працюють в умовах знакозмінних навантажень. Фактичний термін служби складає: шарикопідшипникових – 3–5, дерев'яних – 1–2 роки. Стає очевидним, що працездатність клавійного соломотряса в цілому, у великій мірі залежить від надійності, довговічності та ремонтпридатності підшипникової опори. Конструкція опори, яка передбачає застосування шарикопідшипника, не задовольняє вимогам її ремонтпридатності. Дерев'яні ж підшипники при всіх позитивних якостях технічного обслуговування і ремонту далеко не забезпечують необхідного ресурсу. Гідбридна конструкція із застосування сучасних нових матеріалів, забезпечує одночасно високі триботехнічні та міцнісні характеристиками, що дало змогу підвищити термін експлуатації і ремонтпридатність такого вузла.



Рис. 1.6 – Натяжні зірочки ланцюгових передач жаток Heringoff

Деталі стійкі до абразивного зношування і дії вологи, сонячної радіації, а тому ефективно використовуються у відкритих передачах, наприклад, жаток.

Детальніше із загальними принципами технології машинобудування на прикладі комбайнів John Deere можна ознайомитись за QR-кодом справа або за посиланням:

<https://youtu.be/zKwAasx2y0Y>

Передавальні механізми. У таких механізмах (наприклад, ланцюгових) застосовуються натяжні зірочки, виготовлені з полімерних матеріалів (рис. 1.6). Такі деталі мають необхідну міцність та володіють пружними властивостями, необхідними для тривалої експлуатації в ланцюгових механізмах. Деталі стійкі до абразивного зношування і дії вологи, сонячної ра-



Трактори та самохідні машини

Трактори

У конструкціях тракторів, як правило, застосовуються два типи деталей, каркасів та інших компонентів, виготовлених з ПКМ: для зовнішнього використання і внутрішнього. До кожного з них висуваються свої вимоги.

Для ПКМ, що призначені для виготовлення деталей зовнішнього використання висуваються такі основні вимоги:

- високі фізико-механічні властивості (твердість або еластичність, зносостійкість, ударна в'язкість тощо);
- інертність (стійкість) до дії зовнішніх факторів довкілля;
- окремо позиціонується стійкість до дії сонячної радіації;
- здатність задовольняти дизайнерським вимогам.

Для ПКМ, що призначені для виготовлення деталей внутрішнього використання висуваються такі основні вимоги:

- нетоксичність;
- високі органолептичні властивості (приємні на дотик, без запаху, кольорова гама);
- довговічність.

До деталей, виготовлених з ПКМ, що застосовуються у зовнішніх елементах конструкції, слід віднести паливний бак (рис. 1.7), захисні щитки коліс, корпуси фільтрів, елементи зовнішнього облицювання кабіни тощо. Використання ПКМ для виготовлення паливного баку, наприклад, дозволяє отримати ємність неправильної форми і яка органічно заповнює «пустоти» у просторі під кабіною і між переднім і заднім колесами трактора (див. рис. 1.7). Таким чином, забезпечується найвища ефективність використання вільного простору у поєднанні з оригінальним дизайнерським рішенням. Це дозволило збільшити ємність баку до 695 л. Матеріал бака також має забезпечувати антистатичні властивості, міцнісні (від зовнішні пошкоджень та незначних аварій) та відповідати конструкторським рішенням John Deere.

До деталей внутрішнього використання відносяться органи управління, загальне облицювання кабіни, інші елементи з пониженими навантаженнями.

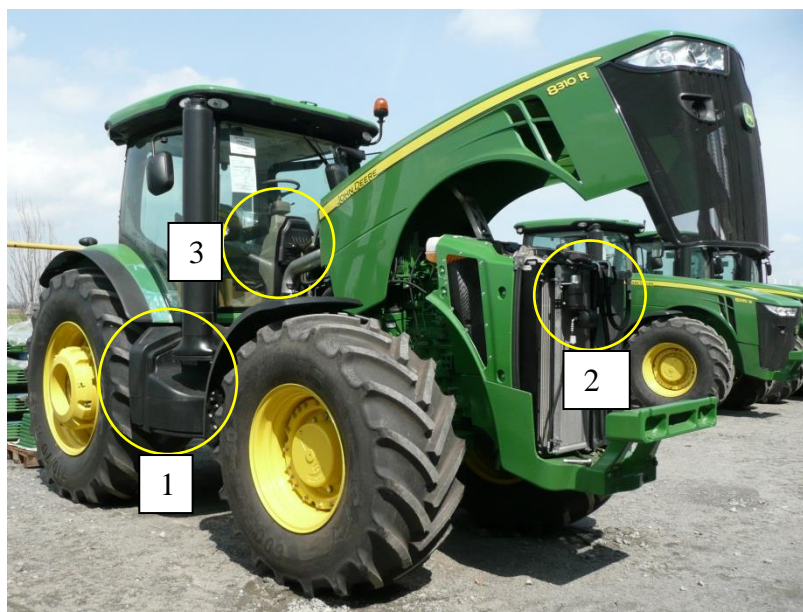


Рис. 1.7 – Деякі приклади застосування ПКМ в конструкції трактора John Deere 8310R: 1 – паливний бак та захисні щитки коліс; 2 – корпуси повітряних фільтрів; 3 – внутрішнє облицювання

Самохідні машини на прикладі оприскувачів.

У самохідних машинах, наприклад, оприскувачів до вищенаведених елементів можна додати ємності для розчинів засобів захисту рослин (рис. 1.8).

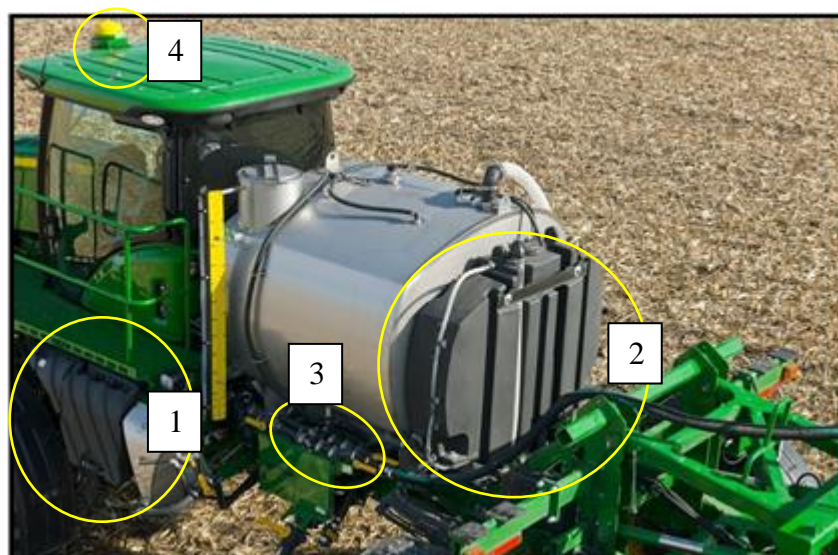


Рис. 1.8 – Деякі приклади застосування ПКМ у конструкції самохідних оприскувачів John Deere: 1 – паливний бак; 2 – бак для маточного розчину; 3, 4 – невантажнені елементи неконструкційного призначення (елементи управління)

Крім того, внутрішнє оздоблення кабіни (рис. 1.9) виконано з пластиків декоративного (панелі приладів, облицювання стійок, засобів управління тощо) та функціонального призначення (ручки важелів, корпуси моніторів, кнопки та ін.)



Рис. 1.9 – Загальний вигляд внутрішнього оздоблення кабіни самохідного оприскувача

До таких пластиків виносяться вимоги температуростійкості, утримання форми, стійкості до ультрафіолету, тривалого естетичного вигляду.

Сівалки і посівні комплекси

Сучасні посівні комплекси характеризуються тим, що виконують одночасно декілька операцій: підготовка посівного ложе, дозований та/або диференційований висів насіння і добрив, загортання, прикочування, вирівнювання поверхні. Для виконання вказаних операцій конструкції посівних машин включають паралелограмні механізми копіювання поверхні ґрунту (рис. 1.10), прикотні колеса з регулюємим тиском на ґрунт та систему безпеки сошників. Така системи є ефективною у разі суворого дотримання її обслуговування: систематичного змащування шарнірів, контролю бічних люфтів та рівномірності руху паралелограма у вертикальній площині. Так, згідно рекомендацій, викладених в інструкції з експлуатації посівних комплексів «Агро-Союз Turbosem II 19-60 і 19-48», обслуговування шарнірів (обведені колами на рис. 1.10) необхідно проводити кожні 48 годин роботи сівалки, а це –

240 точок (!); втулки важелів копійувальних коліс – щоденно (48 або 60 точок обслуговування) та інші об'єкти обслуговування, які необхідно змащувати кожні 24–72 години.

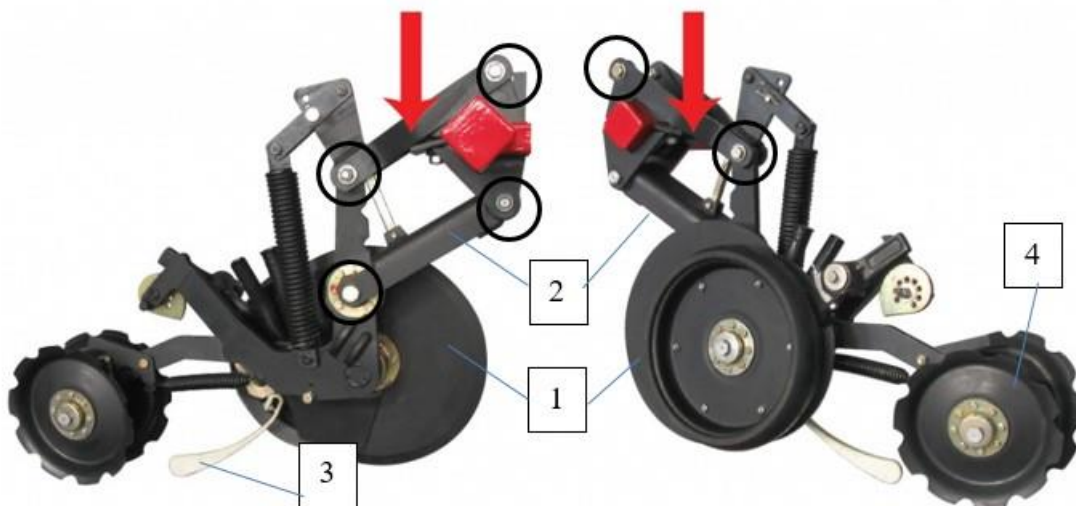


Рис. 1.10 – Загальний вигляд монодискового сошника посівних комплексів Turbosem: 1 – монодисковий сошник; 2 – важелі паралелгорамного механізму; 3 – притискач; 4 – прикотне колесо

Рисунок запозичено с сайту компанії «Союз-Спецтехніка» та оброблено авторами

Як видно з рис. 1.10, паралелограмний механізм 2, реагуючи на зміну висоти рельєфу, дозволяє підтримувати перпендикулярність сошника 1 по відношенню до ґрунту. Таким чином, робочі органи входять в ґрунт завжди під одним кутом, не змінюючи положення укладання насіння і добрива. Для роботи посівного комплексу на ґрунтах різних груп передбачено три положення натягу пружини 3 для зміни зусилля входу сошника в ґрунт. Так забезпечується рівномірність укладання насіння та добрив по глибині. Якщо необхідно вносити добрива поряд з посівним рядком передбачена можливість пересунути передній ряд сошників за допомогою гідравлічного пристрою, що постачається разом з посівним комплексом. Ця процедура займає до 20 хвилин оперативного часу.

Недоліком паралелограмного механізму є нестабільна працездатність і надійність шарнірних з'єднань (виділено колами) протягом тривалого часу. При різному напрацюванні – від 2500 до 5000 га, корозія, рослинні рештки та

пил, потрапляючи в шарніри, порушують коректність роботи паралелограмного механізму. Він починає реагувати на зміну рельєфу із запізненням, а часто і взагалі відбувається його заклинювання і втрата працездатності. Для підвищення довговічності цих вузлів, конструктори ввели в регламент технічного обслуговування паралелограмного механізму змащення шарнірів пластичними мастилами з періодичністю 48 годин роботи. Це призвело до зниження темпу робіт (не плутати з продуктивністю), так як кожні 48 годин наробітку, агрегат повинен зупинятися на технічне обслуговування. А це – 300 точок змащування. І коли ця операція співпадає з іншими регламентами (є шарніри, підшипники, які повинні змащуватися через кожні 24 та 72 години наробітку), то агрегат простоє в технічному обслуговуванні до 4,5 годин, а іноді і більше. При цьому, змащування відповідних вузлів повинно відбуватися за умови опущених на ґрунт робочих органів, а це значно ускладнює механізатору проведення робіт. Доступ до заднього ряду сошників не має серйозних перепон, тоді як, обслуговування переднього ряду сошників викликає значні труднощі доступу до маслянок (рис. 1.11). Тому, в даному випадку, людський фактор грає неоднозначну і часто негативну роль: змащування або проводиться неякісно, або взагалі імітується виконавцями.



Рис. 1.11 – Розміщення посівних секцій на рамі посівного комплексу «Агро-Союз Turbosem II 19-60» (стрілкою вказано простір для проведення технічного обслуговування рухомих з'єднань переднього ряду сошників)

Хронометраж технічного обслуговування, що проводиться кожні 48 годин наробітку (включає найбільшу кількість об'єктів обслуговування) показав, що його тривалість коливається в межах 4...4,5 годин, а це – до 24...30 га недосіяної в оптимальні агротерміни площі кожні дві доби.

Тому на даний момент розроблене, як опція, альтернативне технічне рішення, в якій в шарнірах паралелограмного механізму змінена конструкція і застосовуються втулки, виготовлені з антифрикційних самозмащувальних полімерно-композитних матеріалів, розроблених сумісно з ТОВ «НВП «Союз-Композит» (як ідеолог і замовник розробки) і Дніпровського державного аграрно-економічного університету (розрахунок і науковий супровід). Застосування розроблених композитів дало можливість зробити паралелограмний механізм таким, що не потребує обслуговування (лише контроль на початку та в кінці сезону), а також має підвищений ресурс роботи механізму до 20 000 га з відповідно високою надійністю. Для того, щоб розробити адаптований до конкретних умов експлуатації композит, науковцями ДДАЕУ була розрахована силова картина (рис. 1.12).

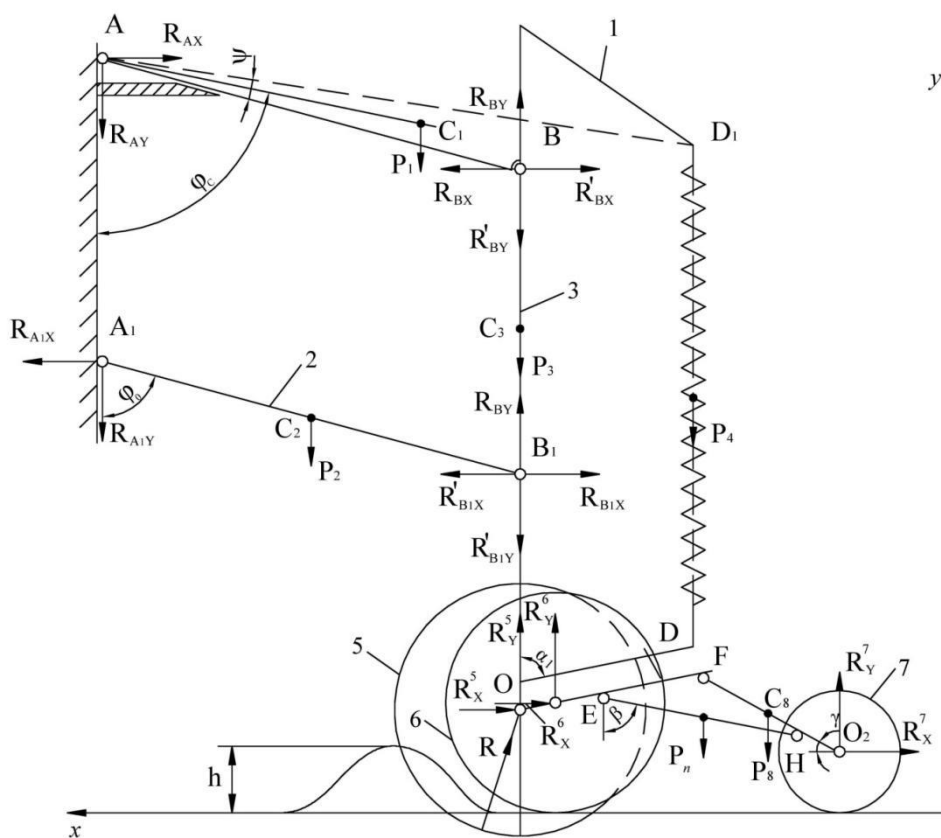


Рис. 1.12 – Силова картина взаємодії між елементами паралелограмного копіювально-го механізму: 1 – верхня тяга; 2 – нижня тяга; 3 – стійка; 4 – пружина; 5 – диск; 6 – опорне колесо; 7 – прикочуюче колесо; 8 – важіль прикочуючого колеса

Отримані значення зусиль та швидкостей ковзання в шарнірах. Під ці умови експлуатації були розроблені та модифіковані антифрикційні полімерно-композитні матеріали із забезпеченням показників відповідної міцності та зносостійкості. Створена конструкція та закономірності її функціонування лягли в основу кандидатської дисертації [26].

Така зміна конструкції зумовила зростання вартості посівних комплексів, укомплектованих полімерно-композитними матеріалами, до 7...8%. І це є не дуже привабливий момент. Ще варто зазначити, що для реалізації цієї моделі повинна бути забезпечена висока культура виробництва та висококваліфіковані спеціалісти у галузі сільськогосподарського та хімічного машинобудування. Однак, якість посіву значно зросла [27-28] і економічний ефект від застосування модернізованих посівних комплексів у порівнянні із серійним варіантом складає близько 580...970 тис. грн. у розрахунку на 1000 га посівів пшениці озимої за технологією No-till (дані автора). Це відбувається за рахунок того, що оснащений полімерно-композитними деталями паралелограмний механізм менше піддається негативній дії корозії та забрудненню поверхонь тертя (завдяки антиадгезійним властивостям), ніж у серійних машинах, і, відповідно, адекватно реагує на зміну рельєфу поверхні ґрунту. Таким чином, насіння укладається точно на задану глибину. В результаті забезпечується високий відсоток сходів, що знаходяться в строго одній фазі. У подальшому, це позитивно впливає, наприклад, при обробці гербіцидами, бо рослини, в цілому знаходяться у сприятливій фазі для обробітку. У випадку ж застосування паралелограмного механізму в базовому варіанті (металеві втулки), з часом погіршується реагування паралелограмного механізму на зміну рельєфу. Маємо значні відхилення глибини загортання насіння, як по ширині агрегату, так і по ходу руху. В подальшому, отримуємо менш дружні сходи і відсоток рослин, що мають відхилення в розвитку (знаходяться в іншій фазі, ніж основна маса) зростає. У подальшому при обробці гербіцидами, рослини, що знаходяться не у відповідній фазі розвитку, пригнічуються дією хімікатів. Це відображається на зниженні урожайності в майбутньому. Який варіант обрати – справа споживача.

У серійних машинах, що випускалися без використання полімерно-композитної групи деталей, недотримання періодичності обслуговування за

один сезон призводило до утворення і накопичення великої кількості корозійного матеріалу у зазорах трибоспряжень (рис. 1.13). У подальшому це унеможливило дотримання агротехнічних вимог за критерієм глибини посіву через заклинювання або навпаки, появи значних люфтів у паралелограмному механізмі. Як наслідок, частина насіння загорталася у ґрунт на більшу за необхідну глибину, частина – на меншу або взагалі (виявлено на посівах у Казахстані) вклада на поверхню ґрунту. Застосування ПКМ у паралелограмному механізмі посівних комплексів Агро-Союз Turbosem II 19-60 (32, 48) дозволило підвищити технічний рівень цих машин, зменшити експлуатаційні витрати до 25%, відповідно зріс темп робіт від 10%.



Рис. 1.13 – Наявність корозійної маси (а) в рухомому з'єднанні і дефекти (б), виявлені під час розбирання серійного вузла

Застосування ПКМ у вказаних механізмах дозволило виключити з системи ТО операції змащування шарнірів паралелограмного механізму взагалі. Наробіток на посівних комплексах Агро-Союз Turbosem II 19-60 складає 18...20, а на зарубіжних – 10...16 тис. га за високих показниках надійності. Підвищена експлуатаційна надійність посівних машинно-тракторних агрегатів, які агрегатуються із вказаними сівалками. Це досягнуто за рахунок ліквідації вказаних вище просіювань та гармонійного узгодження систем ТО тра-

ктора і сівалки. Так, до модернізації система ТО посівних МТА мала вигляд (рис. 1.14).

Як видно з рис. 1.14, періодичність ТО енергетичних засобів і сівалки різна, що створює конфлікт технічної експлуатації агрегату. У виробництві, як правило, ці періодичності коригуються персоналом і зводяться до одночасного проведення ТО. Очевидно, що надійність агрегату при такому підході буде знижуватись.

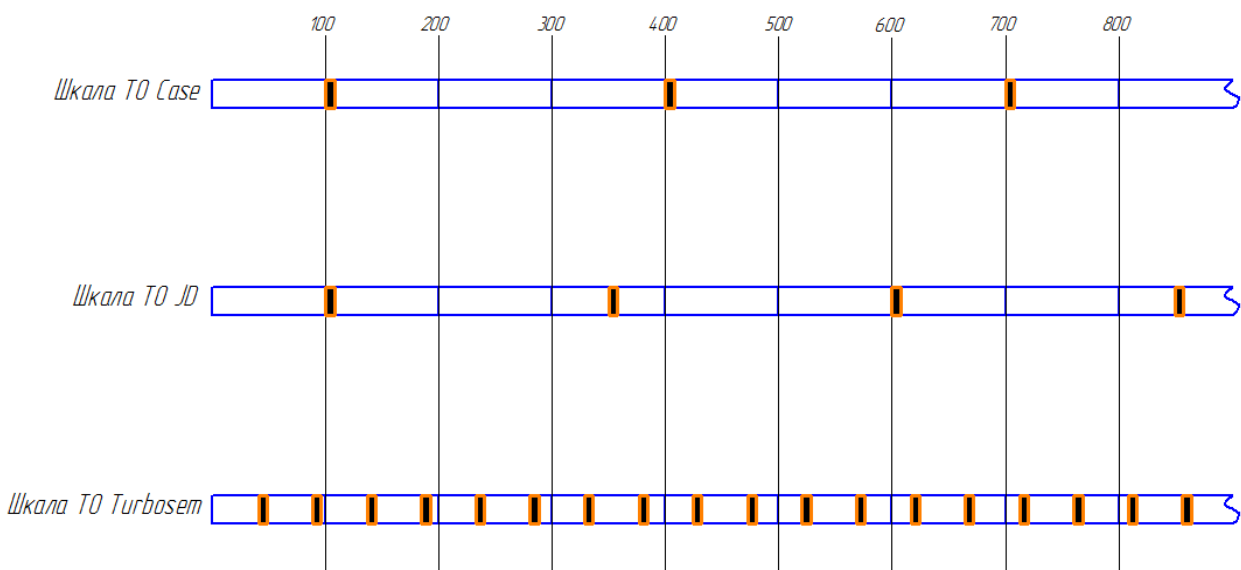


Рис. 1.14 – Періодичність ТО тракторів Case IH, John Deere та Агро-Союз Turbosem II 19-60

Аналогічні паралелограмні механізми копіювання поверхні ґрунту застосовуються і на сівалках інших виробників, у тому числі і відомих преміум-класу (наприклад, Horsch Maestro, John Deere 1895 та ін.). Так, у посівного комплексу Horsch Maestro 36.50 SW передбачено 36 сошників з міжряддям 0,5 м (рис. 1.15). Кожен сошник оснащений аналогічною системою копіювання рельєфу ґрунту (рис. 1.16). Деталі трибоспряжень виготовлені з конструкційних загартованих сталей і за умови систематичного обслуговування тривали час забезпечують якісне виконання сівби.



Рис. 1.15 – Посівний агрегат у складі трактора CASE IH 380MX і посівного комплексу Horsch Maestro 36.50 SW



Рис. 1.16 – Паралелограмний механізм (а) та точки змащування на механізмі прикотних коліс (б) посівного комплексу Horsch Maestro 36.50 SW

На основі дворічних польових випробувань посівного комплексу встановлено, що при наробітку 1752,1 год. агрегат з модернізованою системою ПККПГ додатково знаходився в роботі 382 год. (у порівнянні з серійним варіантом) і обробив (засіяв) на 1736 га більше. Максимальна урожайність пшениці озимої на полі, засіяному модернізованим посівним комплексом у 2015 році склала – 7,8 т/га; у 2016 – 9,7 т/га.

Сьогодні технологія модернізації посівних комплексів і сівалок багатьох виробників впроваджена на серійній основі ряді ремонтно-обслуговуючих фірм Дніпропетровської, Кіровоградської та інших областей.

Сьогодні дана тема розвивається науковою школою «Полімерні композити в АПК» Дніпровського державного аграрно-економічного університету для застосування в інших трибоспряженнях різних механізмів і машин.

Плуги лемішні

Конструктивні рішення відвалів плугів

На сьогодні оранка – одна з найбільш енергоємних технологічних операцій – залишається досить поширеною. А тому, більшість конструкторських та технологічних рішень направлені на зменшення її енергоємності. Це досягається, як правило двома методами: застосуванням форми робочих органів і нових матеріалів. Технологічні типи відвальних корпусів (культурні, напівгвинтові і т.д.) викладені у [27]. Крім класичних видів відвалів, сьогодні можна вирізнити суцільні (рис. 1.17), та смугові (рис. 1.18). Останні володіють додатковими функціями подрібнення ґрунту за рахунок високої пружності. Таке рішення необхідне для отримання якісного агрофону оранки (кришення грудок до необхідного розміру).



Рис. 1.17 – Плуг оборотний навісний Kuhn Master 103

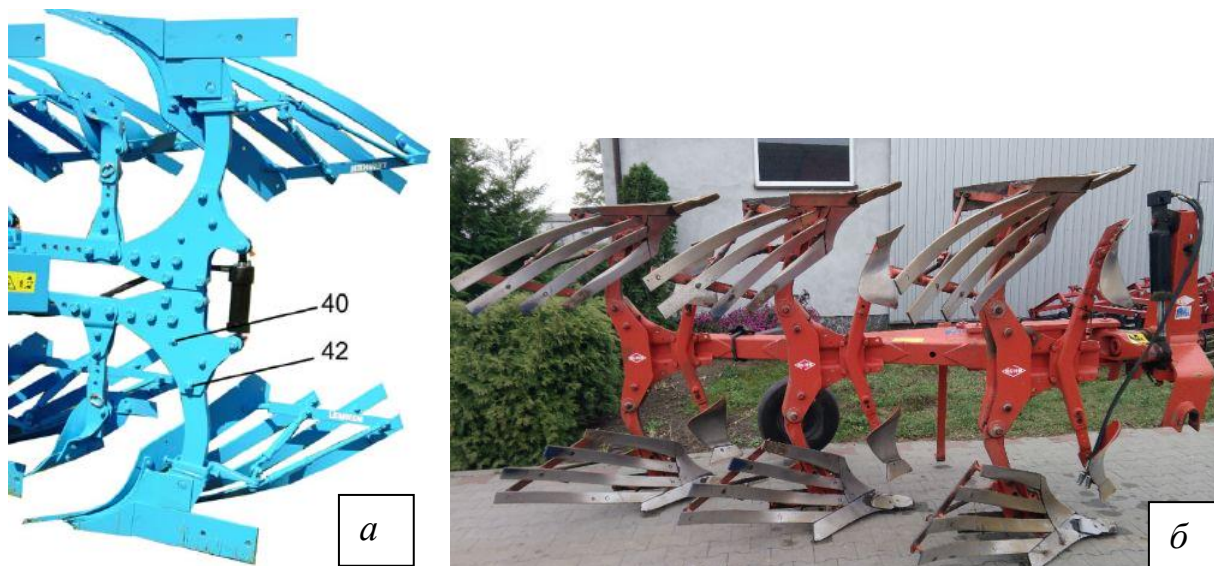


Рис. 1.18 – Фрагмент плуга оборотного Lemken EuroDiamant 10 (а)
і серії Kuhn Master (б)

У порівнянні із суцільним, смуговий відвал з меншими енергозатратами обертає ґрунт, краще його кришить. Такі відвали забезпечують якісну агротехніку на важких, (наприклад, суглинних чорноземів) ґрунтах. Тяговий опір у них менший, і тому вони менш схильні до налипання. Таким чином, смуговий відвал краще працює на липких ґрунтах, краще подрібнює ґрунт і зменшує глибину борозни. Металеві смуги можна замінювати окремо.

Недоліком відомих смугових відвалів є усунення налипання ґрунту тільки на задніх кінцях смуг, тобто в місцях максимальної амплітуди вібрації. Що стосується передньої частини відвалу (груди відвалу), то вона залишається стабільно нерухомою, і там налипання не зникає [28, 29]. Крім того, така конструкція є технологічно складнішою у виготовленні, а отже, плуги, оснащені смуговими відвалами є дорожчими.

Проблему з налипанням ґрунту на відвал на сьогодні удосконаленнями металевих відвалів не вирішено.

В останні роки на ринок Європи та України виробники почали постачати плуги, оснащені відвалами, виготовлених з високомолекулярних сполук – полімерів [30]. Такими є той же відомий виробник с.-г. техніки Kuhn (рис. 1.19) та ряд інших.



Рис. 1.19 – Плуг оборотний фірми Kuhn, оснащений полімерними відвалами

Як видно з рис. 1.19, груди відвалу (найбільш навантажена частина), виконані з металу. А от відвали передплужників – виготовлені також з високомолекулярного матеріалу. Можемо також з фото бачити, що проблема корозії відвалів наразі не актуальна.

В Україні теж є фірми, які позиціонують відвали, виготовлені з високомолекулярної сполуки (рис. 1.20) – композитного матеріалу Tekrone [31, 32].



Рис. 1.20 – Відвал плуга, виготовлений з високомолекулярної сполуки Tekrone

Згідно з інформацією, надаю виробником [32], використання відвалів з Tekrone здатне забезпечити такі переваги:

- підвищення продуктивності роботи орного агрегату на 9%;
- економію палива до 3 л у розрахунку на 1 га;
- високі антиадгезійні властивості матеріалу Текрон забезпечують практично повну відсутність налипання при обробітку вологого ґрунту, що в свою чергу підвищує продуктивність робіт, а також економить час, що витрачається на регулярне чищення плуга від бруду, сприяє зниженню тягового опору.

Вартість одного відвалу Tekrone плуга ПЛН-3-35 складає на початок 2019 р – 1550 грн. [32].

На наш погляд, сьогодні створені матеріали – високомолекулярні сполуки – які можуть застосовуватись у важко навантажених вузлах с.-г. машин, зокрема, в якості відвалів лемішних плугів. Однак, про створену в Україні технологію їх виготовлення невідомо.

Таким чином, існує необхідність наукового та промислового дослідження, направлено на створення технології виготовлення (переробки) або отримання готового продукту в умовах України та проведенні виробничих випробувань.

Отже, пропонуємо у відому класифікацію плугів лемішних ввести новий пункт «За видом матеріалів робочих органів», у якому визначити два пункти: металеві та полімерні (рис. 1.21).



Рис. 1.21 – Удосконалена авторська класифікація лемішних плугів*

*PS – ця класифікація розроблена нами у грудні 2018 року

Заявлена класифікація буде у повній мірі відповідати наявним на світовому ринку плугам лемішним.

За аналізом, наведеним у п. 1.1 можна зробити висновок, що удосконалення орних агрегатів через модернізацію, розробку нових конструкцій плугів на сьогодні вичерпаний. Подальший розвиток орних агрегатів можливий за рахунок розробки та застосування у конструкції плугів лемішних нових матеріалів з високими фізико-механічними властивостями.

Відео роботи у полі орного агрегату МТЗ-80.1 + ПЛН-3-35, укомплектованого відвалами, виготовленими з полімерних матеріалів марки РЕ-500 і РЕ-1000 можна ознайомитися, скориставшись QR-кодом:



Умови роботи: ґрунт – чорнозем звичайний, відносна вологість 26...27% (оптимум 24%), агрофон – стерня ранніх зернових колосових культур, похил місцевості – до 1%, глибина оранки – 27 см. На відео можна побачити, що агрегат забезпечує високий рівень агротехніки, загортання рослинних решток відповідає вимогам, якість кришення відповідає максимальним якісним показникам, висота між верхівкою брил і борозною не перевищує 5 см (за агровимогами – 7 см).

Пасажирський електротранспорт

При експлуатації пасажирського електротранспорту виникає цілий ряд організаційно-технічних труднощів у забезпеченні чіткої, безперебійної роботи галузі. На це впливає так званий «соціальний статус» цього виду транспорту, відповідно до цього значний брак коштів, який призводить до зниження надійності технічного обслуговування та експлуатації рухомого складу.

Сьогодні у світі культура і рівень виробництва в автомобілебудуванні досягли такого рівня, коли у новостворюваних машинах і механізмах (особливо у вузлах тертя) вже недоцільно застосовувати традиційні метали і спла-

ви з них, оскільки їх експлуатація не задовольняє вимогам, що пред'являються до сучасних машин.

Дослідження проводилися на тролейбусах українського – ЮМЗ Т1 (рис. 1.22) та ЮМЗ Т-2, російського – ЗиУ-9 та ЗиУ-10, а також чеського виробництва – Шкода 14Тр.

У конструкції тролейбусів українського виробництва, випуск яких був налагоджений в 1993-1994 рр., у багатьох підшипникових опорах і рухомих з'єднаннях були закладені ще бронзові деталі (втулки шворня і валу розтискного кулака гальмівних колодок).



Рис. 1.22 – Загальний вигляд тролейбуса ЮМЗ Т1Р (Т2П)

Експлуатація цих машин останнім часом коштує дуже дорого, оскільки дефіцит бронзи на ринку України, що збільшився, і зниження курсу національної валюти привели до миттєвого підвищення її вартості. Як відомо, деталі тертя, виготовлені з бронзи, мають працювати в умовах доброго мащення. Не допускається експлуатація таких деталей в умовах обмеженого змащення, так як відразу відбувається заклинювання пари тертя. В сухому середовищі бронзові деталі не працездатні.

Таким чином, на замовлення підприємств, в яких експлуатується автомобільний та електротранспорт, для досліджень автори обрали деталі, які мали найбільшу кількість відмов, труднощів в експлуатації, обслуговуванні та ремонті. Впровадження результатів досліджень повинно привести до спрощення технічного обслуговування та здешевлення самих деталей. Нами були обрані втулки: шворня переднього мосту, вала розтискного кулака гальмівних колодок та крана рівня полу. Аналіз проведення технічного обслуговування рухомого складу в депо м. Дніпропетровська та Сімферополя вказав на невисоку якість та недотримання обслуговуючим персоналом технологічного регламенту. Наприклад, згідно з технологічним регламентом, змащення шво-

рневих втулок 1, 2 переднього мосту тролейбусів (рис. 1.23) повинно проводитися під час технічного обслуговування № 1 або за вимогою, у випадку погіршення умов експлуатації. Елементарне невиконання цього правила призводило до передчасного або навіть миттєвого виходу з ладу даного вузла.

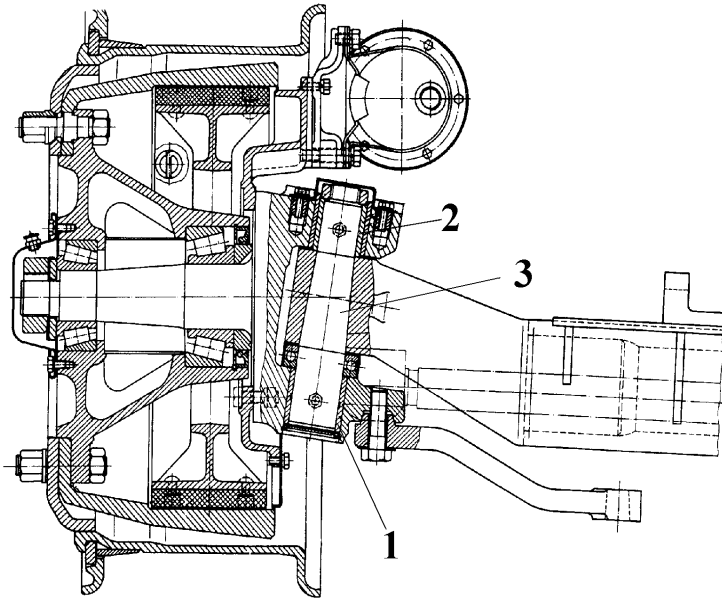


Рис. 1.23 – Передня вісь тролейбуса Шкода 14Тр: 1 – нижня шворнева втулка; 2 – верхня шворнева втулка; 3 – шворнінь

Проте, навіть при високому рівні технічного обслуговування вартість серійних бронзових втулок та їх обслуговування є надто високою для використання у даному виді транспорту, який, як відомо є дотаційним. Так, станом на липень 2011 р. вартість втулок шворнів для різних марок тролейбусів коливалася від 227 рублів у Росії [24] до 220 грн. в Україні [25].

В тролейбусних депо м. Дніпро траплялися випадки, коли втулки шворнів виготовляли самостійно в механічному цеху з труб або відповідного круглого бронзового профілю. Це було вимушеним виробничим кроком через нестачу оригінальних запчастин та оборотних коштів. Проте, це не вирішувало проблеми через невідповідність марки бронзи технічним вимогам. Слід також відзначити, що спеціалістами тролейбусних депо замість бронзових деталей використовувалися деталі, виготовлені з чистого поліаміду, але відсутніх позитивних результатів це не принесло. Такі деталі можуть працювати за умов обмеженого мащення, але через надто інтенсивне зношування вони потребували заміни через 3200–3500 км пробігу.

Використовуючи результати лабораторних досліджень, наведених в розділі 1, можемо стверджувати, що у вказаних вузлах з метою зниження ме-

талоємності та зменшення вартості технічного обслуговування (ТО) є сенс замінити бронзові втулки на деталі, виготовлені з вуглепластиків.

У тролейбусі ЮМЗ Т2 на двох шворнях переднього мосту встановлено 4 втулки з бронзи марки БРАЖ9-4Л загальною масою близько 1,5 кг. Виготовлена втулка з вуглепластика має масу 0,096 кг, тобто загальна маса 4-х таких втулок – 0,384 кг.

Під час чергового поточного ремонту (ПР) тролейбусів, були встановлені експериментальні вуглепластикові деталі, які в подальшому експлуатувалися у звичайних виробничих умовах. Перед випробуваннями деталі були змащені пластичним мастилом. В подальшому вони не змащувалися. У процесі випробувань не було жодного виходу з ладу експериментальних деталей, експлуатація відбувалася відповідно до регламенту. Згідно акту випробувань встановлено, що повний технічний ресурс втулок шворня складає 32 тис. км пробігу.

Втулки вала розтискного кулака гальмівних колодок були оглянуті і замінені через 2 роки експлуатації (пробіг тролейбусів складав від 40 до 45 тис. км) під час проходження чергового ПР. Під час проведення досліджень тролейбусне депо № 1 м. Дніпро було повністю переведене на використання вказаних деталей з ВП. Економія бронзи у розрахунку на 100 тролейбусів склала не менше 300 кг. При впровадженні експериментальних деталей система ТО не потребувала коригування. Також виробничими дослідженнями встановлено, що змащення вуглепластикових втулок шворня тільки збільшує їх ресурс.

Вибракувані (зношені) деталі з вуглепластиків поверталися на повторну переробку. В лабораторних умовах вони очищалися від залишків бруду і мастила, подрібнювалися, висушувалися при відповідному режимі і знову перероблялися. Собівартість таких деталей була нижча на 20% у порівнянні з деталями після первинної переробки. Така технологія рециклінгу зменшує екологічне навантаження на довкілля.

Під час виробничих досліджень, асортимент рекомендованих до впровадження деталей розширився (табл. 1.2). При цьому з метою економії витрат на придбання шворнів, нами розроблені прес-форми, що дозволяють варіювати розмірами вуглепластикових деталей.

Таблиця 1.2 – Розроблені вуглепластикові втулки тролейбусів

Найменування деталі	Марка тролейбуса	Розмір, мм			Маса, г
		<i>D</i>	<i>d</i>	<i>H</i>	
Втулка шворнева	ЗИУ	60	46/48	50	68
Втулка шворнева	ЮМЗ	60	46/48	70	96
Втулка шворнева	Шкода	60	46/48	57	78
Втулка шворнева	Шкода	56	30	70	146
Втулка шворнева	Шкода	61	45	75	162
Втулка шворнева верхня	Шкода	48	38	68	52
Втулка шворнева нижня	Шкода	55	48	57	39
Втулка вала розтискного кулака	ЗИУ, ЮМЗ	50	35	40	49
Втулка вала розтискного кулака	Шкода	48	41	35	24

D – діаметр зовнішній; *d* – діаметр внутрішній; *H* – висота

Завдяки такому розмірному ряду втулок, споживачі мають змогу перекрити увесь діапазон шворнів, що ремонтуються, а отже значно скоротити витрати на закупівлю нових шворнів. Також встановлено, що знос шворнів при експлуатації розроблених втулок зменшується завдяки утворенні на їх робочій поверхні плівки переносу.

В процесі виробничих випробувань виявлений непередбачуваний ефект, а саме, встановлено факт збільшення величини пробігу шин тролейбусів при використанні шворневого вузла, укомплектованого вуглепластиковими втулками. Це пояснюється тим, що чим ближче до проведення чергового технічного обслуговування вузла, тим більша вірогідність схоплювання, заїдання і т.д. серійного бронзового підшипника і сталевого шворня за рахунок виникнення недостатнього змащування бронзи солідолом (внаслідок випрацювання останнього). В умовах сухого та напівсухого тертя деталі з бронзи легко піддаються пластичній деформації. Тому бронзові втулки у серійному шворневому вузлі в плані мали не круглу, а дещо овальну форму. При цьому порушувався кут сходження і розвалу коліс, що і призводило до підвищеного

знос шин. При використанні шворневого вузла, укомплектованого вуглепластиковими підшипниками це явище відсутнє, бо такі підшипники являються самозмащувальними, здатні до пружних деформацій (а не пластичних, як бронза) і уникають цього явища при сухому терті. Даний ефект відображений в авторському патенті [26].

Втулки крану рівня полу. Знайшли ефективне застосування замість серійних, виготовлених з аліфатичних поліамідів та інших матеріалів. Авторами розроблена прес-форма для виготовлення даної деталі. Виробничі випробування показали, що довговічність розроблених втулок з вуглепластика переважають серійні у 2...2,5 рази.

Вантажний автомобільний транспорт. Позитивні результати виробничих досліджень такого відповідального в плані безпеки транспорту як пасажирський дозволили розширити сферу застосування даних наукових результатів на вантажному автомобільному транспорті.

Випробування проводилися у фермерському господарстві «Кущинський» на автомобілях КамАЗ-5320. Поряд із втулками шворнів переднього мосту, керівництво господарства також запропонувало замінити бронзові втулки вала розтискного кулака гальмівних колодок на полімерні. Не дивлячись



Рис. 1.24 – Серійна бронзова втулка вала розтискного кулака автомобіля КамАЗ-5320 з антифрикційною поліамідною сіткою

на те, що на внутрішній (робочій) поверхні бронзової втулки нанесений антифрикційний шар з чистого поліаміду (рис. 1.24), важкі умови експлуатації вказаних автомобілів у господарстві нерідко призводили до заклинювання валів, що є небезпечно. Між тим, досвід експлуатації бронзових втулок з поліамідним антифрикційним шаром показав, що кардинально, у всякому випадку, у даному господарстві, проблема заклинювання вказаного вузла остаточно не вирішена. Під час кожного ТО-1 дане рухоме з'єднання повинно було щедро змащуватися пластичним мастилом.

Впровадження втулок з вуглепластика дозволило виключити можливість заклинювання валу, застосовувати лише одне змащення пластичними мастилами під час монтажу. Експериментальні втулки шворнів та валу розтискного кулака, що були встановлені на автомобілі КамАЗ-5320, працювали безвідмовно. При пробігу 1115 км проведений мікрометраж деталей показав, що величина зносу знаходиться в межах регламенту і випробування були продовжені. Точний моніторинг пробігу автомобіля та інтенсивності його пересування за час випробувань здійснювався за допомогою автомобільного навігатора Garmin Nuvi 1410. При цьому експериментальні втулки експлуатувалися в штатному режимі обмеженого змащування. Середній пробіг автомобілів, укомплектованих такими деталями до їх заміни складає від 20 тис. км. за результатами мікрометража.

З метою економії коштів на ремонт і закупівлю запасних частин авторами розроблено прес-форму, що забезпечує отримання заготовки, з якої механічною обробкою можна отримати необхідні ремонтні розміри в залежності від ступеня зношення валу розтискного кулака 1 (рис. 1.25). Діаметр вала визначали мікрометром цифровим МКЦ (1) – 75 (ISO 9001:2008BVQI) з точністю 0,002 мм. За отриманими значеннями діаметра вала механічною обробкою заготовки отримували необхідний діаметр втулки з відповідною обробкою.

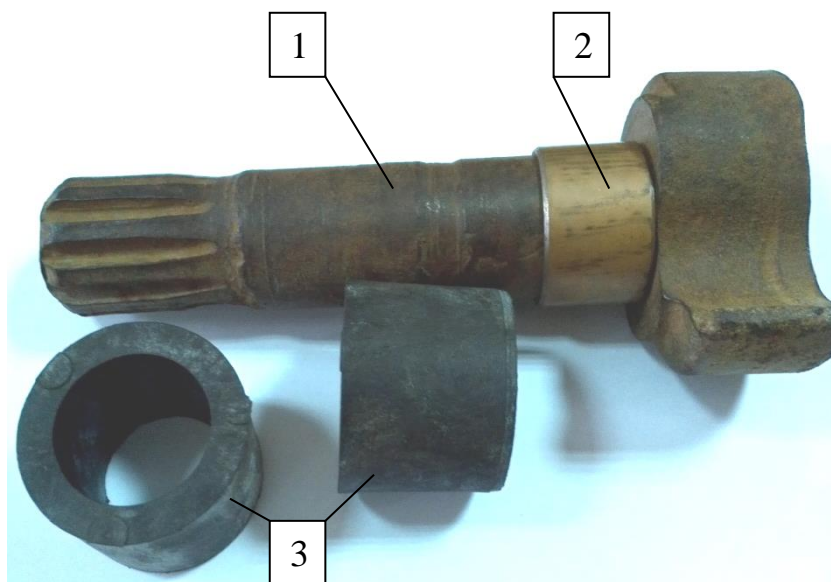


Рис. 1.25 – Вал розтискного кулака (1) гальмівних колодок із серійною втулкою (2) та експериментальними заготовками (3) з вуглепластика

Таким чином, розроблені деталі є ефективною альтернативою бронзовим та біметалевим втулкам і підшипниками ковзання.

Безпілотні літальні судна

Конструктивні пластики знайшли широке застосування в безпілотних літальних суднах (БПЛС), до яких відносяться і коптери сільськогосподарського призначення (рис. 1.26). ПКМ використовуються для виготовлення корпусних елементів, рам, фюзеляжів, а також пропелерів. На рис. 1.26 наведено саморобний БПЛС – октокоптер – пропелери якого виготовлені з пластику, а рама – з металу.



Рис. 1.26 – Важкий коптер, вантажопійомністю 26 кг, пропелери якого виготовлені з ПКМ



Рис. 1.27 – Важкий коптер з рамою, виготовленою з ПКМ на основі вуглецевої тканини

Таке виконання здешевлює виріб, але й спонукає до зменшення корисного навантаження. Сучасні промислові БПЛС мають вищий технічний рівень, який, у тому числі, за рахунок більш широкого застосування ПКМ. Так, у важких коптерах серії XAG рама виготовлена з вуглецевої тканини, просоченої смолою з реактопласту (рис. 1.27, вказано стрілкою).

Вантажопідйомність таких безпілотників – до 26...30 кг. Сьогодні корисне навантаження постійно зростає, у тому числі за рахунок використання легких конструкційних ПКМ.

1.2 Коротка характеристика матеріалів, що використовуються для виготовлення обертових елементів сільськогосподарських машин

Зниження матеріалоемності і забезпечення надійності конструкцій у період їхнього створення є одним з важливих факторів, що сприяють підвищенню технічного рівня сільськогосподарської техніки, зокрема, наприклад, зернозбиральних комбайнів [10]. Вирішенню цієї задачі сприяє застосування ПКМ [11–18]. Особливо це актуально для важкої с.-г. техніки, бо вирішується питання зменшення тиску на ґрунт, витрати пального і т.д. Також одночасно поліпшуються міцнісні характеристики конструкцій машин [19–21]. Світове виробництво пластмас у 2000 р. оцінювалось в об'ємі 180 млн. т. [22], при цьому кожна четверта тонна пластмас у світі виробляється в країнах Європейського союзу.

Наприклад, у конструкціях зернозбиральних комбайнів 35–40% від загального числа полімерних деталей виконують декоративні функції (облицювання, панелі і т.д.), 10% деталей – підшипники ковзання, інші – слабонавантажені деталі для загального машинобудівного призначення (заглушки, заслінки, рукояті й ін.) [21, 28]. Таке положення пов'язане з тим, що донедавна полімерні матеріали розглядали, в основному, як ефективні замітники металу. Існуючий у даний час підхід до них, як до особливого виду конструкційних матеріалів, що мають тільки їм притаманні властивості, дозволяє значно розширити номенклатуру деталей з полімерних матеріалів, що застосовуються у комбайнобудуванні. Що і є основною тенденцією в області наших досліджень.

Винятково широкий простір для роботи в цьому напрямку дає використання нового покоління матеріалів – композиційних на полімерній основі, що поєднують високу міцність з малою вагою, зносостійкістю, а це дозволяє варіювати властивостями матеріалу в залежності від вимог до деталі, яка виготовляється з того чи іншого матеріалу. [29, 33, 34].

Зернозбиральні комбайни працюють в дуже важких експлуатаційних умовах (сезонний характер роботи, короткі терміни кампаній, посилене абразивне зношування, перемінні кліматичні умови), у форсованих режимах, піддаються величезним вібраційним і динамічним навантаженням. Сучасний вітчизняний зернозбиральний комбайн – це складна конструкція зі сформованою структурою конструкційних матеріалів, що практично не змінювалася при переході від однієї моделі до іншої [16, 17, 25]. При цьому доля полімерних матеріалів, наприклад у комбайні "Нива", складає всього 0,09...0,1% загальної маси машини і включає більш 60 найменувань деталей і вузлів із пластмас (втулки, кришки, кожухи, рукоятки, ковпачки, заглушки й ін.) [11, с.189; 25, 26]. Ці деталі, як правило, мало навантажені.

Обсяг застосування полімерних матеріалів у комбайнах сімейства «Дон» у порівнянні з «Нивою» збільшився більш, ніж у 10 разів по масі, і містить у собі 237 найменувань деталей з полімерних матеріалів загальною масою 103 кг [25, 28]. Однак питомий показник залишається як і раніше вкрай низьким – 1,7% від маси машини, тоді як для більшості виробів машинобудування ця цифра складає 5 і більше відсотків [25, 29]. Причому приріст пластмас, що застосовуються, досягнутий, в основному, за рахунок деталей кабіни, які не можна виготовити з традиційних звуко-теплоізоляційних, герметизуючих і оздоблювальних матеріалів. В устаткуванні кабіни використовується більш половини всіх пластмасових деталей комбайна: 140 найменувань загальною масою 60 кг [28].

Разом з тим зернозбиральний комбайн багатофункціональний. Він повинен забезпечити пересування агрегату і разом з тим реалізувати складний технологічний процес прямого комбайнування чи підбору валків, транспортування хлібної маси, обмолоту, наступного сортування продукту на фракції, транспортування фракцій. При цьому машина включає у свою конструкцію механічну систему, гідравлічну, пневматичну, систему життєзабезпечення комбайнера [30]. Усе це визначає можливість і необхідність більш широкого використання полімерних матеріалів. Насамперед у робочих органах, вузлах тертя, передачах руху, корпусних деталях [11, 24–27].

В сучасних комбайнах у підшипниках кочення, ковзання, інших рухомих з'єднаннях, широко застосовуються конструкційні сталі, металеві сплави, ПМ. Зокрема, ПМ застосовуються у слабо навантажених вузлах, або там, де металеві сплави і метали застосовувати неможливо через незадовільну працездатність. Це ті вузли, де утруднене змащування рухомого з'єднання, наявність абразиву, існують масові або цінові обмеження. Однак, навіть у вузлах, де металічні з'єднання показують в цілому відносно задовільну працездатність, наприклад, підшипник кочення у вузлі опори клавіші соломотрясу, строк служби якої складає 3–5 років, існують суттєві проблеми і незручності при ремонті або заміні підшипникової опори. Такі опори застосовуються у зернозбиральних комбайнах Дон-1500, Дон-091 (ОАО «Ростсельмаш», Росія), КЗС-9-1 «Славутич» (ВАТ «Херсонські комбайни», Україна). Основні проблеми при ремонті такого вузла – це демонтаж і монтаж підшипника на колінчатий вал. У деяких комбайнах зарубіжного виробництва застосовуються дерев'яні підшипники розбірної конструкції, очевидно, термічно оброблені в масляному середовищі. В даному випадку строк служби такого підшипника складає 1 сезон, при виробітку комбайна 600–800 га.

У вузлах тертя комбайнів, створених в Україні, використовуються, в основному, ті ж матеріали, що і в комбайнобудуванні за радянських часів. Досвід застосування деталей з полімерних матеріалів у сільськогосподарському машинобудуванні показує, що вони, як правило, з'являються не на стадії проектування, а в результаті удосконалення, коли виникає необхідність скоротити високу трудомісткість виготовлення та знизити експлуатаційні витрати [35]. Сьогодні ПМ, що застосовуються в сільськогосподарському машинобудуванні (рис. 1.28), умовно розділені на 5 основних груп: декоративні; конструкційні (антифрикційні; антикорозійні; електроізоляційні), серед яких використовуються у сучасному комбайнобудуванні матеріали, що наведені блок-схемі.

Для визначення оптимальних ПМ і композицій на їх основі, які можна було б застосувати у вузлах тертя комбайнів, необхідно провести огляд деяких існуючих на сьогоднішній день конструктивних ПМ.

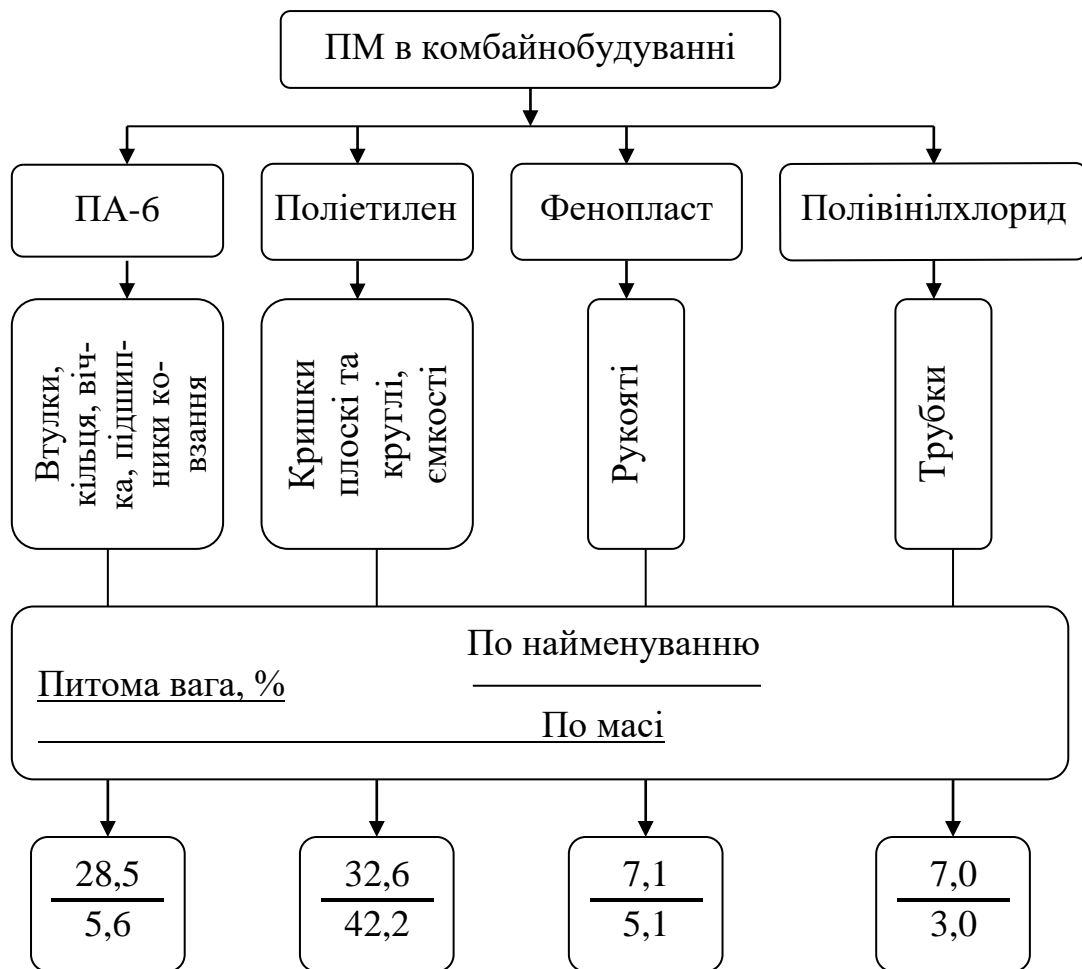


Рис. 1.28 – Застосування полімерів у комбайнобудуванні

Поліаміди. З рис. 1.28 видно, що основна кількість деталей рухомих з'єднань, виготовлених з пластичних мас, приходить на поліаміди (ПА). ПА продовжують замінювати метали, так як мають сприятливий баланс властивостей [38]. Крім того, використання ПА у якості конструкційних матеріалів має ряд суттєвих переваг перед металами: 1) мала питома вага; 2) добра стійкість до хімічних речовин; 3) не піддається корозії; 4) можливість економічного виробництва складних компонентів інжекторним ливарством (лиття під тиском).

У сільськогосподарському машинобудуванні застосовується у вузлах тертя і силових елементах, в основному, у чистому вигляді. Як конструкційний матеріал має рядом суттєвих недоліків, у першу чергу таких, як зменшення міцності (на 30%) і зміна розмірів (на 3%) по мірі зростання (на 10%) вмісту вологи в матеріалі. В [39] приводяться результати порівняльних ви-

пробувань антифрикційних вуглепластиків, модифікованих фторопластів, з рекомендацією застосування для пар тертя контрольно-вимірювального обладнання. Відомі результати [40] досліджень пористої структури композицій на основі ПА-6, наповнених як «довгим» (склонаповнений ПА СВ 30-211-ДС), так і «коротким» (склонаповнений ПА СВ 30-3М) скловолокном. Рекомендується для одержання виробів з низькою дефектністю застосовувати склонаповнені ПА, наповнені екструзійним способом і які включають модифіковані добавки, сприятливі для формування найбільш рівноважної структури ПА на стадії переробки литтям під тиском. Можливості розширення застосування деталей з ПА марок 6 та 66 у машинобудуванні, зокрема, для автомобільної промисловості криються у здатності ПА легко модифікуватись еластомерами [41]. Основною перевагою нових марок ПМ – А3S1 і А3S3 (фірма Akroplastic) є низька температура склування, яка забезпечує високу ударну в'язкість при температурах до -30°C . Тут частинки еластомеру з розмірами менш 1 мкм рівномірно розподілялись в матриці при компаундуванні в 2-черв'ячному екструдері MPC фірми Complex. Відомі випадки прискорення ремонту сільськогосподарських будівель спеціального призначення – вежа для зберігання добрив – з допомогою зовнішніх обручів, виготовлених з ВП [42]. Ремонт був виконаний за 20 днів, замість 90, які були б необхідні при застосуванні сталі чи бетону. В останні роки відмічено значний прогрес у виробництві і застосуванні армованих термопластичних полімерів, які мають легку вагу з достатніми міцністю та жорсткістю [43]. В якості в'язучих застосовують поліпропілен (ПП), ПА, ПКР, АБС, ПЕФ, в якості армуючих волокон – скляні, вуглецеві, арамідні. Причому, чим менша в'язкість в'язучого, тим більший ефект армування. Довжину волокон варіюють від 0,3 до 25мм в залежності від необхідних властивостей матеріалу. Такі деталі успішно замінюють металеві, наприклад, у конструкціях машин промислового сектору при збереженні, а іноді і перевищенні, необхідних функціональних властивостей [43].

У [44] розглядаються удароміцні полімерні матеріали, формовочні маси яких включають (ч.) 60–96,5 ПА (ПА 66, 68,612 і т.д.), 3–39,5 удароміцного компонента, який має ангідридні групи, наприклад, блок-сополімер етилену і α -олефіну або стиролу, етилену, бутилену, 0,5–20 сополімера

20–94,5% α -олефіна C_{2-12} 5–79,5% акрилового з'єднання; 0,5–50% ненасиченого епоксиду, ангідриду та іміду карбонових кислот, оксазоліни, а також 1–25% пом'якшувачів, антистатичних агентів або електропровідних з'єднань. Застосовують для виготовлення конструкційних деталей в автомобільній промисловості, труб методом екструзії, роздуву або лиття під тиском.

Поліетилен. У джерелі [45] відмічені значні переваги надвисокомолекулярного поліетилену (НВМПЕ), а саме: а) замозатухаючі властивості; б) достатня ударна в'язкість по Ізоду з надрізом; в) термостійкість від 200 до 270°C; г) мале водопоглинання і високі діелектричні властивості. Але цей комплекс властивостей забезпечив застосування НВМПЕ лише в таких областях, як мембрани та фільтри для екстремальних умов експлуатації (висока температура, запиленість, абразивне зношування). Матеріал легко піддається механічній обробці при одержанні профілів з високою зносостійкістю (бігунки текстильних машин, зносостійкі деталі обладнання і т.д.). НВМПЕ може бути модифікований введенням наповнювачів або добавок, чи використовуватися у вигляді дрібнодисперсного порошку в якості антифрикційних і зносостійких добавок для мастил. Досліджено тертя НВМПЕ, поверхневий шар якого включає частинки срібла, одержаного шляхом імпрегнації поверхневого шару НВМПЕ аргентуморганічним комплексом у надкритичному середовищі CO_2 [46]. Показано, що при терті по Ti і сплаву $Ti-Al$ переважаючу роль у покращенні триботехнічних характеристик грає обробка зразків НВМПЕ у надкритичному середовищі навіть без введення комплексу. Встановлено, що введення частинок срібла впливає на зниження ступеня трибоокислення полімеру.

У [47] досліджені особливості тертя і зношування вихідних і модифікованих поліетиленом з привитими карбоксильними групами сумішей поліамід 6/поліетилен високої щільності (густини) при терті по сталі. Показано, що модифікація приводить до покращення показників механічних властивостей сумішового матеріалу і підвищення зносостійкості.

Фенопласти. Одержали розповсюдження в результаті досліджень 60-х років, які підтвердили їх достатню роботоздатність при $PV = 0,3 \dots 0,6$ МПа. Та подальшому розширенню їх застосуванню заважають обмеження по міцнісним властивостям. У [48] наголошується, що міцнісні

характеристики вуглепластиків на основі ФФС, одержаного методом поліконденсаційного наповнювання, значно вище міцнісних властивостей ВП, одержаного традиційною пропиткою ФФС, що пояснюється різною будовою і особливостями фізичної структури вуглепластиків. Позитивними якостями зазначених груп ПМ є не тільки їхні фізико-механічні властивості, але і спосіб переробки. Пріоритетним є спосіб лиття під тиском, так як це високопродуктивний малоенергоємкий метод. Пресування ПМ застосовується тоді, коли лиття під тиском не дає бажаних властивостей або коли матеріал литтям не переробляється. До таких груп належать реактопласти, та деякі термопласти – наприклад, ароматичний фенілон С-2.

Вуглепластики. Вуглепластики – це композиційні матеріали на основі вуглецевих волокнистих матеріалів і полімерних матриць. Дослідженню цих матеріалів присвячені праці таких вчених як В.Я. Варшавського, О.І. Бурі, Б.І. Молчанова, П.О. Чукаловського та ін. Разом із характерними для всіх композитів властивостями – високою міцністю при статичних і динамічних навантаженнях, тріщиностійкістю – вони мають також ряд унікальних властивостей: модуль пружності, що не поступається модулю пружності конструкційної сталі, високу теплостійкість, відмінні антифрикційні властивості і т.д. Вуглепластики створюються як на основі реактопластів, так і на основі термопластів. Але вуглецеві волокна (ВВ) краще проявляють свої властивості саме при армуванні термопластів. До того ж термопласти можуть перероблятися у виробі пресуванням, литтям під тиском та екструзією. Тому нами для подальших досліджень були вибрані вуглепластики на основі термопластів. Ці вуглепластики знайшли чи не найбільше розповсюдження. Отже, доцільно було б розробляти, досліджувати і впроваджувати деталі із вуглепластиків на основі поліамідів, які легко переробляються методом лиття під тиском, забезпечуючи високу продуктивність, не потребує спеціального дорогого обладнання. Наприклад, можна використовувати не термопластавтомат, а ручну ливарну машину типу ПЛ-32. При виборі вуглепластиків на основі поліаміду брали до уваги, що армуючий ефект зростає із збільшенням ВВ у полімерній матриці до 30%, а з подальшим підвищенням цього відсотка він не змінюється. Якщо масова доля ВВ досягає 40%, то їх розташування у полімерній матриці практично не впливає на напрям руху тертя.

Так, при армуванні поліаміда ПА-6 ВВ марки Урал-24 його зносостійкість підвищується на 1–2 порядки. Значна зміна зносостійкості пояснюється зниженням коефіцієнта тертя в 1,2–3,7 рази, підвищенням теплопровідності і теплостійкості, як наслідок, кращим тепловідводом із зони тертя.

Дослідники наукової школи свій доробок зробили, використовуючи таке обладнання і методи досліджень

Методи дослідження мікроструктури

ІЧ-спектральні дослідження

ІЧ-спектральний аналіз здійснювали на спектрофотометрі ИКС-29, призначеному для реєстрації спектрів поглинання і відбиття різних речовин та вимірювання коефіцієнтів пропускання у спектральному діапазоні 4200–400 см^{-1} . Підготовку зразків для дослідження здійснювали методом пресування речовини в таблетку броміду калію: близько 50 мг зразка розтирали в 600 мг KBr, а потім піддавали значному стисненню в металевій прес-формі [46]. Реєстрацію спектрів здійснювали на паперовому бланку, який калібрований за коефіцієнтами пропускання в процентах та за хвильовими числами в обернених сантиметрах.

Рентгеноструктурний аналіз

Дослідження здійснювали на приладі Дрон-2,0 в мідному випромінюванні з нікелевим фільтром. Якісний рентгенівський аналіз полягав в ідентифікації речовин по їх рентгенівських дифракційних кривих. Набір експериментально одержаних максимумів на дифракційних кривих описували двома характеристиками: кутом розсіювання 2θ та відносною інтенсивністю. Кут розсіювання визначали безпосередньо з експерименту. Інтегральну інтенсивність розсіювання рентгенівського випромінювання (I) орієнтовно ототожнювали з площею (S) під кривою розсіювання за різницею інтенсивності фону, приймаючи до уваги, що $I \sim S$. Інтенсивності максимумів на дифракційних кривих порівнювали з літературними даними про структуру полімерів [47].

Дослідження мікроструктури поверхні

Дослідження поверхні тертя та розподілу вуглецевих волокон у полімерній матриці здійснювали за допомогою мікроскопу NEOFOT 30, який призначено для металографічної та рудної мікроскопії та створення фотознімків. Спостереження можна проводити методом світлого і темного поля, зі зміною кратності збільшення, а зображення об'єктів досліджень за допомогою цифрової камери для мікроскопа фіксувати на комп'ютер.

Теплофізичні методи досліджень

Термостійкість

Диференціально-термічний аналіз проводили на дериватографі Q-1500Д системи Ф. Паулік, Й. Паулік, Л. Ердей типу MOM (Угорщина). Випробовування здійснювали в спеціальних керамічних тиглях в атмосфері повітря в інтервалі температур 298–1273 К. Швидкість підйому температури складала 10°C/хв. В якості еталонної речовини використовували Al₂O₃, кількість речовини – 100 мг. Ретельно подрібнену наважку деталей з вуглепластику розміщували у спеціальній випробувальній камері та за допомогою блоку управління встановлювали швидкість підйому температури. Випробування здійснювали в автоматичному режимі. Графіки термічного аналізу одержували за допомогою блоку реєстрації з виводом на спеціальний бланк, який потім оброблявся.

У процесі випробовувань реєструвалися температури, при яких втрачається 0, 5, 10, 20 та 30% маси полімерного матеріалу та 1, 3, 5 10% маси волокна, а також температуру, при якій спостерігалася максимальна швидкість деструкції матеріалу.

Питома теплоємність, коефіцієнти теплопровідності і температуропровідності

Визначення питомої теплоємності здійснювали на установці ИТ-С-400. Вимір питомої теплоємності здійснювався на зразках діаметром $15 \pm 0,1$ мм, висотою $10 \pm 0,5$ мм. Поверхня зразка повинна бути рівною, гладкою, не мати раковин, тріщин та інших дефектів. Торці повинні бути перпендикулярні від-

носно поздовжньої осі зразка. Температурна границя виміру теплоємності становила 323–573 К. Для зменшення теплового опору на границях ядро-зразок та зразок-стрижень застосовували рідке мастило (рідина кремнійорганічної марки ПФМС-4 ГОСТ 15866-70). Температурна межа виміру теплоємності складала 298–498 К. Для градування приладу використовували мідний зразок (марки М₁) діаметром $15 \pm 0,1$ мм; висота $10 \pm 0,3$ мм відповідно ГОСТ 859-78; для перевірки приладу – зразкові міри з корунду.

Визначення коефіцієнта теплопровідності (λ) проводили відповідно до ГОСТу 25630.2-79 на приладі ИТ- λ -400. Сутність методу полягає у вимірюванні теплового опору зразка при його монотонному нагріванні і заданих значеннях температур досліду. Досліджуваний зразок мав форму диска зі строго рівнобіжними сторонами: діаметром $15 \pm 0,3$ мм і висотою, що задовольняла умові $h \approx 3\lambda$ (h – висота зразка, λ – коефіцієнт теплопровідності). Дослідження зразків проводили при температурах $173 \div 573$ К.

Коефіцієнт температуропровідності розраховували за формулою:

$$a = \frac{\lambda}{C_p \cdot \rho}, \quad (1.1)$$

де: a – температуропровідність, м²/с; λ – коефіцієнт теплопровідності, Вт/(м · К); C_p – питома теплоємність, кДж/кг · К; ρ – густина зразка, визначена гідростатичним зважуванням кг/м³.

Враховуючи складність обробки експериментальних даних, використовували програму розрахунку теплофізичних характеристик за допомогою прикладної програми Microsoft Excel. При цьому враховували наступні особливості експерименту:

– кількість дослідів для визначення C_p і λ може не співпадати, останнє визначали наявністю зразків;

– для різних складів вуглепластиків гранична температура при випробуваннях зразків може бути неоднакова.

Середній температурний коефіцієнт лінійного розширення

Температурний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) визначали на дилатометрі ДКВ-5АМ згідно ГОСТ 15173-70. Даний прилад призначений для автоматичної реєстрації дилатометричних кривих різних твердих тіл в інтервалі температур 293 ... 1173 К. Дія приладу полягає на вимірюванні різниці зміни довжини зразка, що випробовується та стандартного кварцового. Покази приладу завжди менші дійсної зміни зразка, що випробовується на величину подовження ділянки кварцової трубки, рівного довжині зразка.

Для дослідження використовували призматичні (6 × 4 мм) зразки, довжиною 50±3 мм. Непаралельність відшліфованих торців яких складала не більше ± 0,02 мм. Поверхня зразків була гладкою, рівною, без раковин, тріщин та інших дефектів; торці були перпендикулярні до поздовжньої осі зразка. Кількість зразків для випробовувань складала не менше десяти.

Перед випробовуванням вимірювали довжину зразка з точністю ± 0,01 мм. Встановлювали швидкість піднімання температури (не більше 0,5 К/хв) і вибирали масштаб вимірювання подовження зразка при нагріванні, після чого зразок встановлювали у кварцовий блок. Записували його дилатометричну криву відносно плавленого кварцу.

Середній ТКЛР – α (К⁻¹) досліджуваного зразка розраховували за формулою:

$$\alpha = \frac{\Delta l_n + \Delta l_n}{l_0} + \frac{1}{T_{i+1} - T_i} + \alpha^k, \quad (1.2)$$

де: Δl_n – різниця відхилення стрілки потенціометра по осі “у” в інтервалі температур $T_{i+1} - T_i$, мм; Δl_n – відхилення нуля приладу в інтервалі температур $T_{i+1} - T_i$, мм; l_0 – довжина зразка при початковій температурі $T = 293$ К, мм; α^k – ТКЛР кварцового скла в інтервалі температур $T_{i+1} - T_i$, К⁻¹.

За результат випробовувань для кожної партії матеріалу приймали середнє арифметичне значення 10 вимірів, округлене до 1×10^{-6} К⁻¹.

Теплостійкість

Дослідження, що проводились на приладі ПТБ-1-ПЖ, полягало у тому, що під дією постійного навантаження в умовах лінійного зростання температури відбувалось деформування зразка. Температура, що відповідає заданій

величині деформації, є основним показником, що визначається на приладі. Для визначення теплостійкості при penetрації (за Віка – T_B) ДЕСТ 15088-83 використовувались зразки діаметром 10 мм і товщиною 3 мм. Для досліджень застосовувався циліндричний індентор діаметром $1,13 \pm 0,1$ мм, для термостатування – поліетиленсілоксанова рідина ПЕС-5 (ДЕСТ 13004-77). Наконечник індентора під навантаженням 5,025 кгс опускали у зразок, який нагрівався зі швидкістю 293 ± 10 К і фіксували температуру, при якій глибина занурювання індентора досягала 1 мм.

Фізико-механічні методи дослідження

Густина

Визначення густини композитів (ρ) здійснювали розрахунковим (адитивним методом) та гідростатичним зважуванням відповідно ГОСТу 15139-69 [48]. Зразок, підвішений до коромисла аналітичних ваг, послідовно зважували на повітрі та у дистильованій воді при температурі 293 К з точністю не нижче 0,0001 г. Густину розраховували по відношенню маси зразка на повітрі та у воді.

Густину (в кг/м^3) розраховували по відношенню маси зразка на повітрі G_1 до різниці маси зразка на повітрі G_1 та в воді G_2 :

$$\rho = \frac{G_1}{(G_1 - G_2)}. \quad (1.3)$$

Середнє арифметичне значення щільності, яке отримано в результаті не менш трьох вимірів, що розрізняються не більше ніж на 1%, приймали за остаточний результат.

Міцнісні характеристики

Дослідження міцнісних характеристик здійснювали на випробувальній машині FP-100 згідно ГОСТ 4651-82. Для дослідження границі міцності при стисканні використовували зразки діаметром $\varnothing 10 \pm 0,5$ мм і висотою $15 \pm 0,5$ мм. При цьому опорні площини зразків повинні бути паралельні в межах 0,1 % висоти зразка у напрямку, перпендикулярному прикладанню навантаження. Границю міцності при розтягу досліджували, використовуючи

зразки у вигляді плівок, розміри яких посередині дорівнювали. Реєстрація процесу руйнування зразка та його видовження здійснювалась самописцем на діаграмній стрічці.

Границю міцності при стисканні (σ_m) розраховували за формулою:

$$\sigma = P / F, \quad (1.4)$$

де: P – навантаження, МПа; F – мінімальна площа поперечного перерізу зразка, мм²;

$$F = \pi d^2 / 4; \quad (1.5)$$

d – діаметр зразка, мм.

Відносну деформацію при стисканні (ε) розраховували за формулою:

$$\varepsilon = \Delta h_{p.c.} \cdot 100 / h_o, \quad (1.6)$$

де: $\Delta h_{p.c.}$ – величина зменшення висоти зразка при руйнуванні, мм;
 h_o – початкова висота зразка, мм.

Для визначення модуля пружності при стисканні (E) за діаграмою визначали значення навантажень, що відповідали величинам відносної деформації 0,1 і 0,3% (ГОСТ 9550-81). Розрахунок здійснювали згідно співвідношення:

$$E = \frac{(F_2 - F_1) h_o}{A_o (\Delta h_2 - \Delta h_1)}, \quad (1.7)$$

де: F_1, F_2 – навантаження, що відповідають відносним деформаціям 0,1% та 0,3 %, Н; h_o – початкова висота зразка, мм; A_o – площа поперечного перерізу зразка, мм; $\Delta h_1, \Delta h_2$ – зміни висот, які відповідають навантаженню F_1 та F_2 ;

За остаточний результат випробовувань приймали середнє арифметичне всіх паралельних досліджень.

Мікротвердість

Мікротвердість (HV) вимірювали згідно ГОСТу 9450-76 на мікротвердомірі ПМТ-3 за стандартною методикою. Зразок, який досліджувався, встановлювали на стійці та на ньому вибирали під мікроскопом місце для нанесення відбитків. Для відтворення відбитку переміщали, підводячи вибране на його поверхні місце, під вістря алмазної піраміди з квадратною основою під кутом 136° . Після цього проводили операцію вдавлювання піраміди в зразок, що досліджується циліндричної форми діаметром 10–15 мм з ретельно відполірованими торцевими поверхнями (поверхня зразка полірувалась до R_a не більше 0,32 мкм).

При випробуваннях навантаження на шток піраміди здійснювалось механізмом навантаження та складало 20 г. Після вимірювання довжини діагоналі відбитку HV розраховували за формулою:

$$HV = (1,854 \cdot P) / d^2, \quad (1.8)$$

де: P – навантаження, кг; d – діагональ відбитку, мм.

Остаточне значення мікротвердості приймали як середнє арифметичне шести вимірювань.

Ударна в'язкість

Ударну в'язкість визначали на маятниковому копрі КМ-0,4 за методом Шарпі згідно ГОСТ 4647-80 при температурі $23 \pm 2^\circ\text{C}$ і відносній вологості повітря $50 \pm 5\%$.

Суть методу полягала у випробуванні, при якому зразок, лежачи на двох опорах (відстань між опорами 40 мм), руйнується при ударі маятника, причому лінія удару знаходиться посередині між опорами.

Ударну в'язкість зразків розраховували за формулою в кДж/м²:

$$a_n = \frac{A_n}{b \cdot s \cdot 1000}, \quad (1.9)$$

де: A_n – енергія удару, затрачена на руйнування зразка, кДж / (кг·см²), фіксується на цифровому табло приладу; b – ширина зразка по його середині, мм; s – товщина зразка по його середині, мм.

Трибологічні методи дослідження

Дослідження на дисковій машині тертя

Трибологічні властивості досліджуваних матеріалів в режимі тертя терті без змащування визначались на дисковій машині тертя (рис. 1.29) за методикою [49]. Дискова машина тертя приводиться в рух електродвигуном постійного струму I , обертання від якого через пасову передачу передається через шків 2 до вертикального вала, кількість обертів якого реєструється цифровим спідометром ТЦ-3 (ТУ 23.2.1604-83). Диск 3, виготовлений зі сталі 45 (ГОСТ 1050-88).

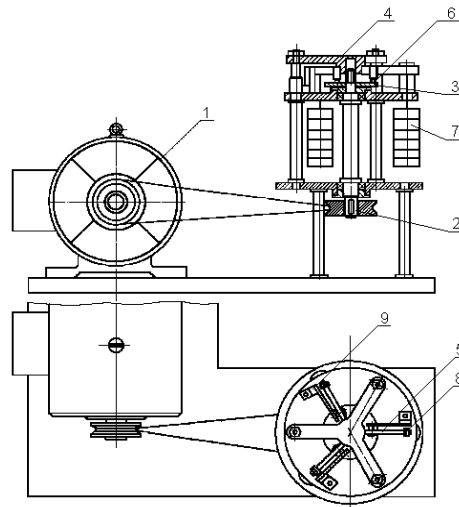


Рис. 1.29 – Дискова машина тертя: 1 – електродвигун; 2 – шків;
3 – сталевий диск; 4 – хрестовина; 5 – важіль; 6 – зразки;
7 – знімні вантажі; 8 – балка

До жорстко закріпленої хрестовини 4 приєднані незалежно одне від одного три важелі 5, у стаканах яких встановлюються зразки 6. Нормальний тиск на кожен із зразків створюється знімними вантажами 7 за допомогою важелів (відношення пліч 1 : 2,6) дозволяє випробовувати одночасно від 1 до 3 зразків. Під час роботи, під дією сили тертя, що виникає між диском і зразком, важіль намагається повернутися в горизонтальній площині і через призму натискає на балку 8. На останній наклеєні тензодатчики, які мають пропорційний силі тертя опір. Сигнали датчиків, посилені тензометричною станцією 8АНЧ-7М, реєструються мікроамперметрами постійного струму М 2000 (ТУ 25-04-1214-75).

Коефіцієнт тертя визначали за формулою:

$$f = \frac{(F_1 + F_2)}{N}, \quad (1.10)$$

де: N – нормальне навантаження на зразок; F_1 – сила тертя зразка, що випробовується; F_2 – втрати, що виникають при повороті важеля на вістрях у горизонтальній площині. Точність вимірювань сили тертя складає $\pm 5\%$.

Трибологічні дослідження на машинах типу СМЦ-2 і СМТ-1

Суть методу полягала у визначенні величини зносу при терті поверхонь полімерно-композитного зразка та металевого контртіла й обчисленні лінійного зносу і коефіцієнту тертя. Випробування проводили на машинах тертя 2070 СМТ-1 та СМЦ-2 за схемою «пальчик-диск» (рис. 1.30) з наступними параметрами: кінематика руху – тертя-ковзання при обертальному русі в режимі тертя без та зі змащенням (вода, мастило); швидкість тертя – 1...3 м/с; тиск на пари тертя – 1...25 МПа; шлях тертя складав – 3000 м.

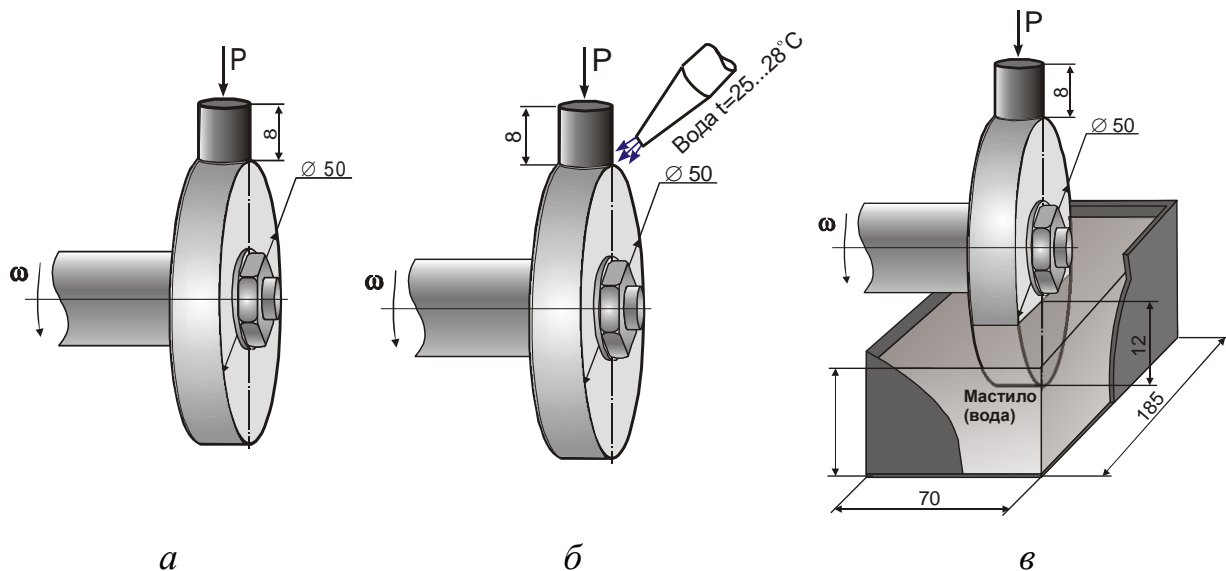


Рис. 1.30 – Схеми реалізації процесу тертя: *а* – без змащення; *б* – змащення проточною водою; *в* – змащення мастилом (водою) з піддону

У ході випробувань реєструвалися момент тертя, частота обертання, навантаження, число циклів наробітку, маса зразка, температура середовища. Температура середовища контролювалася термopарою, закарбованою в поверхню зразка. Маса зразків визначалася з похибкою не більш $\pm 0,0002$ г.

Контргіла виготовлялися зі сталі 45 (ДСТ 1050-74) із твердістю після термообробки 45...50 HRC₃ і шорсткістю поверхні Ra = 0,08. Лінійний знос обчислювався за формулою:

$$\Delta h = \frac{m_2 - m_1}{S \cdot \rho}, \quad (1.11)$$

де: m_1 – маса зразка до випробувань, кг; m_2 – маса зразка після випробувань, кг; ρ – щільність матеріалу зразка, кг/м³; S – площа поверхні, що зношується, м².

Коефіцієнт тертя обчислювався за формулою:

$$f = \frac{M}{F \cdot r}, \quad (1.12)$$

де: M – момент тертя, Н·м; F – сила притиснення зразка, Н; r – радіус контргіла, м.

Абразивне зношування. Дослідження зразків на абразивне зношування [Добровольський А.Г., Кошеленко П.И. Абразивная износостойкость материалов // Справочное пособие – К.: Техника, 1989. – 120 с.] проводили відповідно до ДСТ 23.208-79 на машині тертя СМЦ-1. Сутність методу полягала в тому, що при однакових умовах проводили зношування досліджуваного та еталонного зразків (ст.45, ДСТ 1050-74 у відпаленому стані з твердістю HV 190-200) абразивними частками (електрокорунд №16-Н, ДСТ 3643-71), що подавалися в зону тертя і притискалися до зразка обертю-

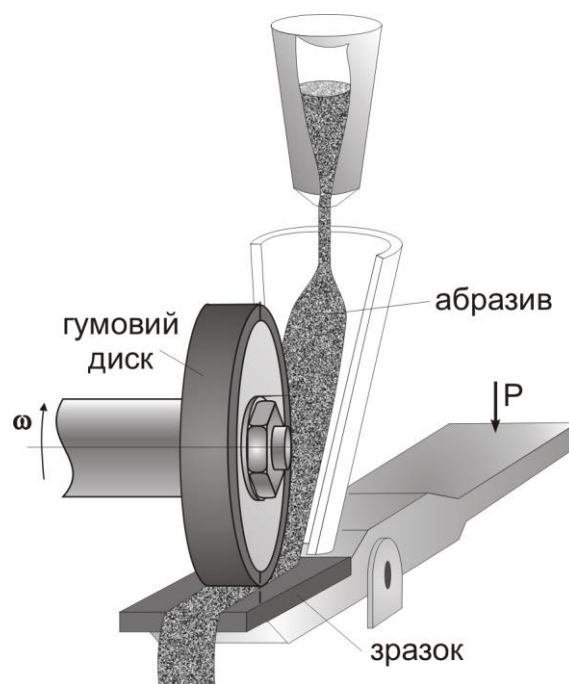


Рис. 1.31 – Схема визначення зносостійкості при терті об нежорстко-закріплені абразивні частки

вим гумовим роликом відповідно до схеми (рис. 1.31). Перед випробуваннями абразив просушували (вологість не більше 0,16%). Припрацювання ролика проводили тертям по його поверхні шліфувального наждачного паперу типу 2 (ДСТ 6456-75) із зернистістю № 8П (ДСТ 3647-71), закріпленої в зразку-тримачеві на плоскій сталевій пластині. Після припрацювання ролик промивали в бензині. Умови випробувань приведені в табл. 1.3.

Таблиця 1.3 – Умови випробувань при зношуванні нежорсткозакріпленням абразивом

Полімерний зразок, мм	Навантаження, Н	Характеристика гумового ролика				
		Частота обертання, об/хв	Діаметр, мм	Ширина, мм	Твердість за ДСТ 263-75	Відносне залишкове подовження, %
30×30	60	44	45–50мм	15± 0,1	78–85	15–20

Величину зносу випробовуваних і еталонних зразків визначали шляхом зважування до і після випробувань з погрішністю не більше 0,2 мг. Відносну зносостійкість досліджуваного матеріалу обчислювали за формулою:

$$K_n = \frac{g_e \cdot \rho_n \cdot N_n}{g_n \cdot \rho_e \cdot N_e} \quad (1.13)$$

де: ρ_i, ρ_e – густина еталонного і досліджуваного матеріалів, кг/м³; N_e, N_i – кількість обертів ролика при випробуваннях еталонного і досліджуваного зразків; G_e, g_i – знос еталонного і досліджуваного зразків, кг.

ЛІТЕРАТУРА

1. Карпинос Д.М., Олейник В.И. Полимеры и композиционные материалы на их основе в технике. – К: Наук. Думка, 1981. – 180 с.
2. Вольфсон С.А. Композиционные полимерные материалы сегодня и завтра (Комплексная научно-техническая целевая программа). – Новое в жизни, науке, технике. Сер. Химия. – М.: Знание, 1982. – №1. – 64 с.
3. Абрамов Л.М., Крейдлин Л.М., Климчук Ю.Ф. Состояние и перспективы применения и изготовления пластмассовых деталей тракторов и сельхозмашин // Применение полимерных материалов в сельскохозяйственных машинах: Тез. докл. всесоюзн. научн.-техн. семинара. – Ростов-на-Дону, 1980, ч.І. – С.4–7.
4. Абрамов С.К. Полимерные материалы в сельскохозяйственном машиностроении: Монография – М.: Агропромиздат, 1986. – 225 с.
5. Цурпал И.А. Перспективы снижения металлоемкости и повышения надежности сельскохозяйственной техники // Научно-технический прогресс в машиностроении, Вып.1: Композиц. материалы. – М.: МЦНТИ – 1987. – С. 18–32.
6. Murgas M. Износостойкие материалы для сельскохозяйственного машиностроения // Mech. Zemed. – 1990. Vol. 40, №10. – P. 451–453.
7. Burya A.I., Burya A.A., Cherepov S.A., Rybak T.I. Tribological characteristics of carbon plastics on the basis of polyamide // Journal of the Balkan Tribological Association, 1996, Vol.2, No 3, С.153–160.
8. Павлов Н.Н. Старение пластмасс в естественных и искусственных условиях: Монография. – М.: Химия, 1982. – 220 с.
9. Кестельман Н.Я. Термическая обработка полимерных материалов в машиностроении. М.: Машиностроение, 1968, – С. 266.
10. Carbon fibre hoops hesten repair of fertilizer tower// Atv. Compos. Bull.-2002. Apr. – P. 4–5.
11. Буря А.И. Применение углепластиков – перспективный путь повышения надежности сельскохозяйственной техники // Полимерные композиционные материалы в изделиях машиностроения и товарах народного потребления: Тезисы докладов. – М, 1991. – С. 44–45.
12. Буря А.И. Свойства и опыт применения углепластиков в сельхозмашиностроении // Методические рекомендации. – К. Знание, 1992. – С. 28.

13. Буря А.И. Трение и изнашивание углепластиков на основе ароматических полиамидов // Трение и износ. 1989. – Т.22, №6. – С.677–683.

14. Буря А.И., Молчанов Б.И. Трение и износ полиамида-6 и углепластика на его основе // Трение и износ. – 1992. – Т.13, №5. – С. 900.

15. Буря О.І. Розробка, дослідження і використання полімерів, армованих хімічними волокнами, в конструкціях сільськогосподарських машин: Автореф. дис. канд. техн. наук: 05.20.04 / Тернопільський приладобуд. ін-т – Тернопіль, 1993. – 32 с.

16. Plastics Today / [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://www.plasticstoday.com/recycling/recycled-carbon-fiber-key-mass-market-applications/7344798259925>. Дата останнього звернення: 17.02.2019 р.

17. Ashlee Vance, Elon Mask: Tesla, Spase X, and the Quest for a Fantastic Future (Harper Collins, 2015).

18. Буря А.И., Деркач А.Д., Свириденко А.И. Влияние вторичной переработки на ударную вязкость углепластиков на основе полиамида-6 // Ресурсосберегающие экотехнологии: возобновление и экономия энергии, сырья и материалов: тезисы докладов четвертой международной научно-технической конференции. (11 – 13 октября 2000г.). – Гродно: Гродненское отделение белорусской инженерно-технологической академии – 2000. – С. 42–43.

19. Буря А. И., Николаенко А. И., Черненко Е. А., Аврутин И. З. Результаты испытаний полимерных глазков шнека жатки зерноуборочных комбайнов // Применение полимерных материалов в деталях сельскохозяйственных машин. – Днепропетровск: ДСХИ. – 1989. – С.97–100.

20. Прейсман В.И. Основы надежности сельскохозяйственной техники: Монография. – М.: Выща школа, 1988. – 247с.

21. Деркач О. Д. Обґрунтування параметрів обертових елементів робочих органів зернозбиральних комбайнів: Дис... канд. техн. наук: 05.05.11 / Тернопільський держ. технічний ун-т ім. Івана Пулюя. – Т., 2006. – 215арк.: рис. – Бібліогр.: арк. 167–183.

22. Alexander Burya, Olexiy Derkach, Anatoliy Kobets. Application of parts manufactured of carbon plastics for movable joint // Physical methods in agriculture International conference: Book of abstracts. (August 27–30, 2001) – Prague, Czech Republic, 2001. – P. 51–52.

23. Комбайн зерноуборочный самоходный КЗС-9-1 «Славутич». Руководство по эксплуатации комбайна КЗС-9-1 РЭ. Издание первое. Лит. 01. ГКБ «Южное» им. М.К. Янгеля, 2003. – С. 420.
24. Техническое описание и инструкция по эксплуатации. Комбайны самоходные зерноуборочные «Дон-1500» и «Дон-1200». – Ростов-на-Дону: ПО «Ростсельмаш» им. Ю.В. Андропова, 1987. – С. 95.
25. Laverda. Комбайны Серии LX. / Cod. 327820061-05/2001.
26. Буря О.І., Науменко М.М., Деркач О.Д. та ін. Розрахунок підшипника ковзання клавішного соломотряса, виготовленого із вуглепластика // Хранение и переработка зерна. – 2003. – №8(50). – С. 62–64.
27. Градиський, Ю.О. Конструкція плугів загального призначення. [Градиський Ю.О., Літовка С.В.]. Методичні рекомендації та завдання щодо виконання самостійної роботи студентів денної та заочної форми навчання технічних спеціальностей. – Х.: ХНТУСГ, 2014. – 31 с.
28. Роспатент. [Електронний ресурс]. Режим доступу від 03.01.2019: <http://www.findpatent.ru/patent/242/2426290.html>
29. Роспатент. [Електронний ресурс]. Режим доступу від 03.01.2019: <http://www.findpatent.ru/patent/247/2479970.html>
30. Сільськогосподарська техніка KUHN. [Електронний ресурс]. Режим доступу від 03.01.2019: <http://www.kuhn.ru/ru/range/ploughing/mounted-reversible-ploughs.html>
31. Філія АТ «Промарматура» «Агротехсервіс». [Електронний ресурс]. Режим доступу від 03.01.2019: <http://www.agroservice.dp.ua/>
32. <http://www.iqcomposite.com/products/otval-pluga-pln/>
33. Прейсман В.И. Основы надежности сельскохозяйственной техники: Монография. / Прейсман В.И. – М.: Выща школа, 1988. – 247с., С. 17–18.
34. *Техническое* описание и инструкция по эксплуатации. Комбайны самоходные зерноуборочные «Дон-1500» и «Дон-1200». – Ростов-на-Дону: ПО «Ростсельмаш» им. Ю.В. Андропова, 1987. – С. 95.
35. *Клаас*. Доминатор 218 Мега, 208 Мега, 204 Мега, 203 Мега.
36. *Руководство* по эксплуатации. Комбайн «Аксиал-Флоу» 2388. Оповестительный номер изделия JJC0265306 и далее. Рас 6-5642, 2000, Case Corporation.
37. *Руководство* по эксплуатации. Комбайн MF 30/32/34/36/38/40. – Denmark: Dronningborg Industries a/s. – 1998.

38. Чурчук Н.И., Маринчев В.Н., Чаленок А.А. Современные тенденции в промышленности полиамидов. Перспективные полимерные композиционные материалы. Альтернативные технологии. Переработка. Применение. Экология //Композит-2001: Доклады международной конференции. (3–5 июля 2001 г.). – Саратов: СГТУ, 2001. – С. 214–218.

39. Абозин И.Ю., Петров В.М., Никитин В.А. и др. Перспективы применения антифрикционных углепластиков для пар трения контрольно-измерительных приборов // Вопросы материаловедения. – 2001. – №2. – С. 93–97, 182–183.

40. Саморядов А.В., Калинина И.Г., Андреева М.Б. и др. Исследования пористой структуры стеклонеполненных композиций полиамида 6. //Пластические массы. – 2001. – №6. – С. 21–24.

41. Moller Barbara, Allert Evelyn, Matschiner Bernd. Anspruchsvoll im Profil// Kunststoffe. – 2000. –Vol. 90, №8. – P. 100–103.

42. Carbon fibre hoops hesten repair of fertilizer tower// Atv. Compos. Bull.-2002. Apr. – P. 4–5.

43. Tullo Alexander H. Stiff competition // Chem. and Eng. News. – 2002. – Vol. 80, №4. – P. 21–22.

44. Пат. 10030716 Германия, МПК⁷ С 08 L 77/00. Tieftemperaturschlagzahe Polymerlegierung: Пат. 10030716 Германия, МПК⁷ С 08 L 77/00. A.G. Degussa, Hager Harald, Schmitz Guido, Baumann Franz-Erich, Bartz Wilfried. – № 10030716; Заявл. 23.06.2000; Оpubл. 03.01.2002.

45. Wang Louis, Scheunemann Ude, Haftca Stanislaw High performance in tough applications// AIPD Mag. – 2001–2002. Dec. –Jan. – P. 28–29.

46. Дж. Бранд, Г. Эглинтон. Применение спектроскопии в органической химии. М. Мир, 1967. – 277 с.

47. Мартынов М.А., Вылегжанина К.А. Рентгенография полимеров. Л.: Химия, 1972. – 96 с.

48. Практикум по технологии переработки полимерных материалов / Под ред. В.М. Виноградова, Г.С. Головкина. – М.: Химия, 1973. – 209 с.

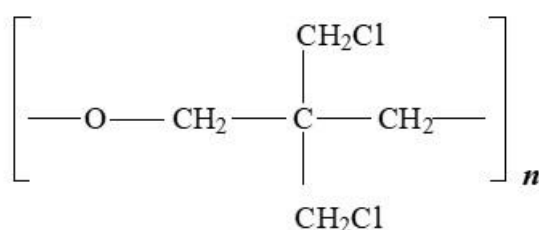
49. Трофимович А.Н., Приходько О.Г., Фомичев И.А. Машина для изучения свойств полимерных материалов // Машиностроитель. – № 3, 1970. – С.43–45.

РОЗДІЛ 2
ПОЛІМЕРНІ КОМПОЗИТИ
КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ
НА ОСНОВІ ТЕРМОПЛАСТИЧНИХ В'ЯЖУЧИХ

(Чигвінцева О.П., Рула І.В., Бойко Ю.В.)

2.1 Композиційні матеріали на основі пентапласту

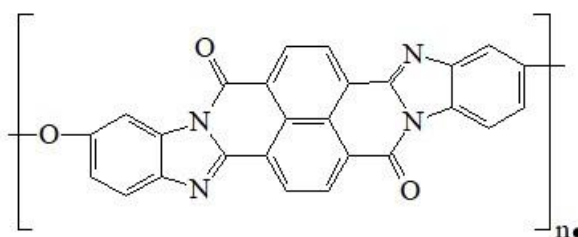
Простий полієфір полі-[3,3-(біс-хлорметил)оксетан] – пентапласт, полімер, отриманий з продуктів хлорування пентаеритриту, що має будову:



Це хімічно стійкий термопластичний полімер, який має високі діелектричні показники, покращені механічні характеристики та теплостійкість. Вказані властивості пентапласту дозволяють застосовувати його у хімічній, електротехнічній і машинобудівній промисловості як корозійно стійкий, теплостійкий і електроізоляційний матеріал. Як конструкційний матеріал пентапласт використовують для виготовлення деталей, стійких до дії агресивних середовищ в інтервалі температур до 458 К [1, 2]. Проте, при роботі в умовах інтенсивних навантажень і швидкостей ковзання вироби з пентапласту мають досить високий коефіцієнт тертя і швидко зношуються, що не дозволяє їх використати у вузлах тертя рухливих з'єднань машин і механізмів. Високоміцні зносостійкі полімерні композиційні матеріали украй потрібні для задоволення потреб різноманітних галузей промисловості. Сучасні машини і механізми працюють в умовах інтенсивних режимів експлуатації, причому ця тенденція характерна не лише для нових галузей техніки, але й для таких традиційних галузей, як автомобілебудування, сільськогосподарське машинобудування, виробництво побутової і медичної техніки.

Враховуючи вищевикладене, з метою створення нових полімерних композитів конструкційного призначення простий поліефір пентапласт був армований дискретними органічними волокнами лола і терлон і вуглецевим волокном Урал-24Н у кількості 5–35 мас. % [3–7].

Органічне волокно лола, що поєднує жорстколанцюгові полібісбензі-мід-азофенантролінового і політетрафторетиленового волокон [4–5], належить до найбільш теплостійких волокон, має високі термо- і хімічну стійкість, виняткову вогнестійкість [6]:

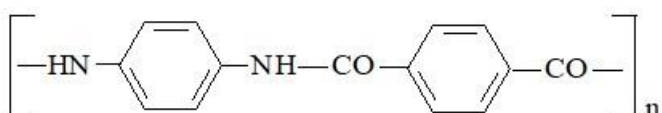


Основні фізико-механічні властивості волокна лола наведені у таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Фізико-механічні властивості волокна лола [4, 5]

Густина, кг/м ³	Розривна міцність, гс/текс	Розривне подовження, %	Початковий модуль, кгс/мм ²
1360	35–40	2–6	3000

Арамідне волокно терлон (табл. 2.2) здатне експлуатуватися в широкому температурному інтервалі (від 23 до 548 К), має високу питому міцність на розрив при малій вазі, підвищену стійкість до багаторазової деформації, низьку термічну усадку та електропровідність, а також відмінну хімічну стійкість [3]. Мономерами для одержання терлона слугує *p*-фенілендіамін, який випускається в промислових масштабах та дихлорангідрид терефталевої кислоти, який в теперішній час використовується для одержання багатьох інших термостійких волокон:



Таблиця 2.2 – Властивості волокна терлон

Густина, кг/м ³	Розривна міцність, гс/текс	Розривне подовження, %	Кисневий індекс
1460	80–100	1–1,5	29–30

Властивості гідратцелюлозного вуглецевого волокна Урал-24Н наведені в таблиці 2.3 [7].

Таблиця 2.3 – Властивості вуглецевого волокна Урал-24Н

Густина, кг/м ³	Міцність, ГПа	Подовження при разриві, %	Модуль пружності, ГПа	Руйнуюча напруга при растягуванні, МПа
1500	1,5–2,0	1,0	60–80	2–4

Зразки пентапласту, армованого волокнистими наповнювачами, отримували сухим змішуванням порошкоподібного в'язучого з хімічними волокнами у обертальному електромагнітному полі з подальшою переробкою методом компресійного пресування. Основні теплофізичні, фізико-механічні і трибологічні властивості вуглепластиків і органопластиків вивчалися згідно з існуючими ДЕСТам для пластмас.

Переважна більшість деталей вузлів машин і механізмів з полімерних композитів працюють в нестационарних теплових полях. При експлуатації в умовах високих навантажень і швидкостей ковзання у вузлах тертя має місце значне тепловиділення, що призводить до різкого зростання коефіцієнта тертя і зношування матеріалів. Особливо це стосується деталей з полімерних композитів. Через малу теплопровідність їх поверхня швидко нагрівається, що призводить до виведення з ладу деталей. Тому питома теплоємність, коефіцієнти тепло- і температуропровідності полімерних матеріалів багато в чому визначають режими їх експлуатації, особливо при застосуванні їх як деталей вузлів тертя машин і механізмів. Отже, практична цінність полімерних композиційних матеріалів істотно залежить від їх теплофізичних характеристик, а вивчення закономірностей зміни і регулювання теплофізичних властивостей є досить актуальною задачею.

Питома теплоємність є інтегральною характеристикою теплової рухливості молекул речовини і залежить від впливу не лише міжмолекулярних ступенів свободи полімерів, умовами локальної упаковки коливальних елементів ланцюга, що визначаються, але і внутрішньомолекулярних ступенів коливальної свободи макромолекули, які можуть змінюватися в результаті адсорбційного зв'язування сегментів з поверхнею наповнювача. Введення волокнистих наповнювачів у полімер, зазвичай, супроводжується зниженням теплоємності. Останнє викликане тим, що сегментальна рухливість макромолекул полімерного в'язучого знижується внаслідок переходу деякої частини макромолекул у граничні шари [8]. Підтвердженням останнього являються результати теплофізичних досліджень розроблених композитів.

Аналіз температурних залежностей теплоємності показав, що криві пентапласту і вуглепластиків на його основі мають ідентичний характер (рис. 2.1,*a*). Зі зростанням температури спостерігається підвищення теплоємності, пов'язане зі збільшенням рухливості макромолекул полімеру при нагріванні. Встановлено (табл. 2.4, рис. 2.1,*a*), що при введенні вуглецевого волокна у кількості 30 мас.% проявляється тенденція до зниження теплоємності, а при подальшому збільшенні вмісту наповнювача – теплоємність, навпаки, різко зростає.

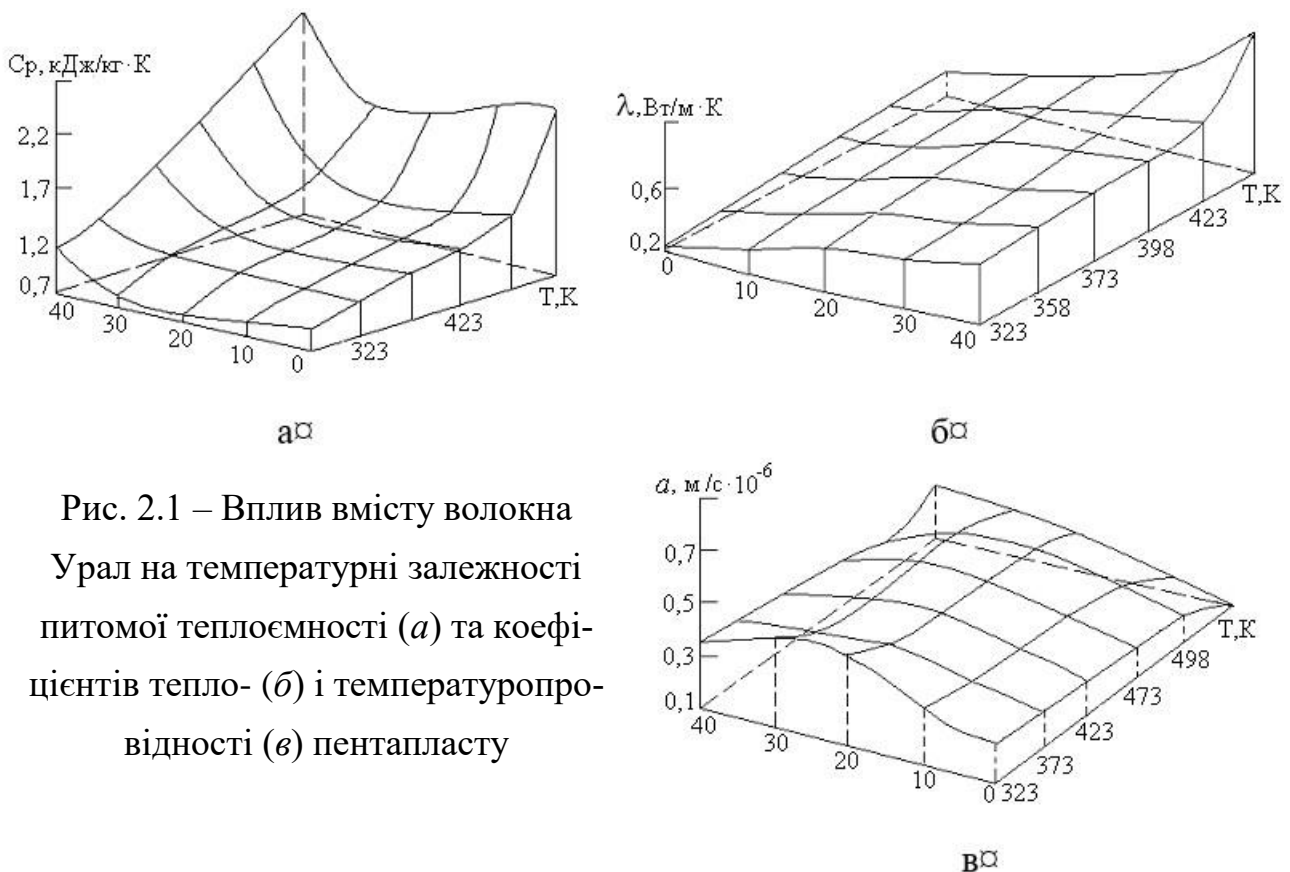


Рис. 2.1 – Вплив вмісту волокна Урал на температурні залежності питомої теплоємності (*a*) та коефіцієнтів тепло- (*б*) і температуропровідності (*в*) пентапласту

Останній факт пояснюється протіканням у структурі полімерів двох конкуруючих процесів: розпушування структури полімеру і впорядкування макромолекул полімеру на межі розділу фаз волокно – в'язуче, що підтверджується відповідними розрахунками (табл. 2.4).

Таблиця 2.4 – Розрахункові теплофізичні показники вуглепластиків

Показник	Вміст волокна Урал, мас. %				
	–	10	20	30	40
Стрибок питомої теплоємності	0,92	0,96	0,64	0,46	0,28
Частка макромолекул полімеру, що перейшли у граничні шари	–	0,042	0,437	1,000	2,280
Товщина граничного шару, мкм	–	0,003	0,070	0,252	0,720

Наближений розрахунок частки молекул полімеру, що знаходиться в граничних межах, і товщини граничних шарів здійснювали згідно співвідношення [9]:

$$\left(\frac{\Delta r + r}{r}\right)^3 - 1 = v \cdot \frac{\Phi}{1 - \Phi} \quad (2.1)$$

де: $v = 1 - \Delta C_{p,n} / \Delta C_p$ – частка макромолекул полімеру, що перейшли у граничні шари; $\Delta C_{p,n}$ – стрибок теплоємності наповненого полімеру; ΔC_p – стрибок питомої теплоємності ненаповненого полімеру; Φ – об'ємний вміст наповнювача; r – радіус волокна; Δr – товщина граничного шару, мкм.

Згідно з отриманими результатами (табл. 2.4), найбільший стрибок питомої теплоємності в області фазового переходу і найменша товщина граничного шару на межі розділу фаз спостерігається для вуглепластика, армованого 10 мас. % Уралу.

Температурні залежності коефіцієнта теплопровідності пентапласту і вуглепластиків на його основі були типовими для аморфних полімерів і мали ідентичний характер: у дослідженому інтервалі температур (323–448 К) теплопровідність монотонно зростала (рис. 2.1,б); при цьому теплопровідність вуглепластиків була вища, ніж у пентапласту на 20–53%, що, очевидно,

пов'язано з високою теплопровідністю волокна Урал. Характер зміни температурної залежності температуропровідності (рис. 2.1,в), яка є характеристикою швидкості зміни температури, залежав від теплових процесів в структурі полімерів. Поява перегинів на температурних кривих можна пояснити виникненням додаткових рухомих сегментів в області нижче за температуру склування і значних рухомих ділянок ланцюга вище за цю температуру, що приводить до додаткового розсіювання теплових хвиль [10]. В цілому, армування пентапласту 10–20 мас.% вуглецевим волокном Урал супроводжується зростанням температуропровідності в усьому дослідженому інтервалі температур до вмісту наповнювача 30 мас.%, після чого – незначно знижується.

Для оцінки можливості застосування вуглепластиків на основі пентапласту при підвищених температурах проводили термомеханічні дослідження, в результаті яких встановлено, що перехід чистого пентапласту у високоеластичний стан починається при температурі 363 К і закінчується при 373 К (табл. 2.5).

Таблиця 2.5 – Теплостійкість пентапласту та вуглепластиків на його основі

Показники	Вміст Уралу, мас. %				
	0	10	20	30	40
Теплостійкість при вигині, К	422	434	437	440	442
Теплостійкість при стисненні, К	442	444	443	445	447
Теплостійкість за Віка, К:					
– у рідкому середовищі	425	428	432	434	438
– у повітряному середовищі	427	438	440	441	445

У вуглепластиків при збільшенні температури індентор приладу не вдавливався у зразок, а дещо підводився, на що вказує відносний знак деформації (рис. 2.2). Це можна пояснити тим, що у вуглепластиків, які складаються із матеріалів з різною температуро- і теплопровідністю, при переробці на межі розподілу полімер – вуглецеве волокно виникали залишкові напруги, релаксація яких і спостерігається в процесі термомеханічних випробувань. Слід звернути увагу і на те, що перехід із склоподібного у в'язкотекучий стан у вуглепластиків був різко виражений, що пов'язане з утворенням армуючого каркаса із вуглецевих волокон, який перешкоджав розвитку деформації при збільшенні навантаження на зразок. Характер термомеханічних кривих вуг-

лепластиків і значення теплостійкості (табл. 2.5) дозволяють зробити висновок про можливість його експлуатації при температурах на 20 градусів вище, ніж неармованого пентапласту.

Важливим показником працездатності полімерів є здатність до теплового розширення, яке обумовлене ангармонічністю коливань складових тіла частинок та відображає сили, діючі між частинками, і особливості теплових коливань пов'язаних між собою елементів. Кількісною характеристикою лінійного розширення слугує температурний коефіцієнт лінійного розширення (*ТКЛР*).

Розрахунок цього коефіцієнта важливий з декількох причин. По-перше, його зниження приводить до мінімальної усадки полімерів при зміні температури в процесі виготовлення чи застосування. По-друге, неоднакове розширення компонентів композиції може привести до виникнення залишкових напруг, які істотно впливають на механічні властивості. Значення *ТКЛР* пентапласту і вуглепластиків на його основі розраховували по кривих залежності «відносне подовження – температура» (рис. 2.3).

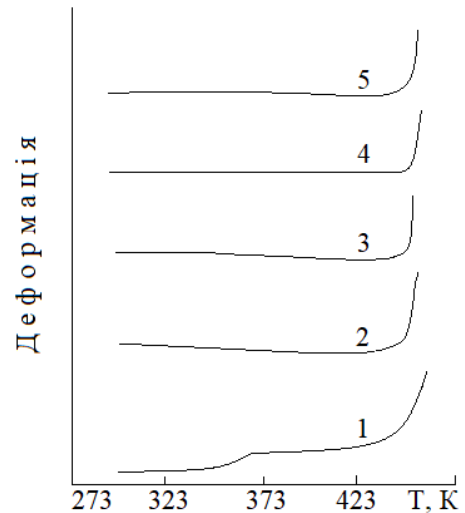


Рис. 2.2 – Термомеханічні криві пентапласту (1) і вуглепластиків його на основі, армованих 10 (2), 20 (3), 30 (4) і 40 (5) мас. % вуглецевого волокна Урал

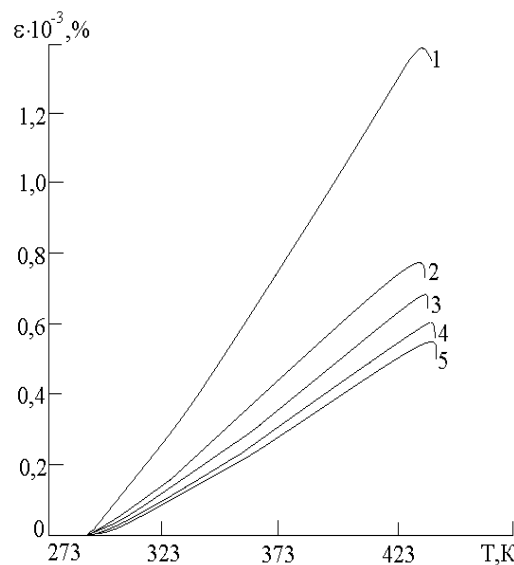


Рис. 2.3 – Криві залежності відносного подовження від температури пентапласту (1) та вуглепластиків на його основі, що містять 10 (2); 20 (3); 30 (4); 40 (5) мас. % волокна Урал

Згідно з отриманими даними (табл. 2.6), для розроблених вуглепластиків цей показник знижується у 2–8 разів у всьому дослідженому температурному інтервалі, прийому найбільш істотно у випадку 40%-вого наповнення, а температура склування (T_c) при цьому підвищується на 10 градусів порівняно з полімерною матрицею.

Таблиця 2.6 – Температурний коефіцієнт лінійного розширення пентапласту і вуглепластиків на його основі, $\alpha \cdot 10^{-5}, K^{-1}$

Температурний інтервал, К	Вміст волокна Урал, мас. %				
	0	10	20	30	40
298–323	9,5	5,1	3,5	3,6	1,1
348–373	11,4	6,3	5,1	4,5	1,5
398–423	11,7	7,0	6,0	5,1	1,7
T_c, K	430	431	433	437	440

Дослідження теплофізичних властивостей органопластиків, армованих волокном лола показало, що в інтервалі температур 173–448 К питома теплоємність полімерного в'язучого збільшується майже у 7 разів, у той час як для органопластиків спостерігається 4,5-кратне зростання (рис. 2.4) [11]. При збільшенні ступеня армування пентапласту спостерігалось підвищення питомої теплоємності (табл. 2.7).

Таблиця 2.7 – Середні теплофізичні характеристики органопластиків на основі пентапласту

Показник	Вміст волокна лола, мас. %			
	0	5	15	25
Питома теплоємність, $C_p, kJ/kg \cdot K$	1,20	1,26	1,31	1,42
Коефіцієнт теплопровідності $\lambda, W/m \cdot K$	0,42	0,68	0,57	0,63
Коефіцієнт температуропровідності, $a, m^2/(s \cdot 10^{-7})$	0,35	0,60	0,55	0,64

Відомо, що теплоємність полімерних тіл, яка є інтегральною характеристикою теплової рухливості кінетичних сегментів, істотним чином залежить від міжмолекулярних взаємодій і внутрішньомолекулярного конформа-

ційного набору [12]. З урахуванням цієї обставини, значне зростання теплоємності можна пояснити достатньою сегментальною рухливістю аморфної фази полімерної матриці не лише в її основному обсязі, але і в комірковому міжфазному шарі, що сформувався під впливом обраного комбінованого армуючого наповнювача.

Температурна залежність теплопровідності (рис. 2.4,б) органопластиків, що містять волокно лоло, мала тенденцію до зростання в усьому дослідженому інтервалі температур. Відповідно до фоновної теорії теплопровідності, така залежність $\lambda(T)$ більшою мірою властива для аморфних, ніж частково кристалічних полімерів, для яких характерний максимум на цій залежності, і вище 100 К вона повинна зменшуватись [11]. Разом з тим, знайдені величини теплопровідності більш характерні для кристалічних полімерів, які, як правило, вище, ніж у аморфних [10]. Таке поєднання теплофізичних властивостей, притаманних аморфним і кристалічним полімерам, може бути пов'язано з передбачуваною особливістю структури міжфазного шару, що було вище зазначено.

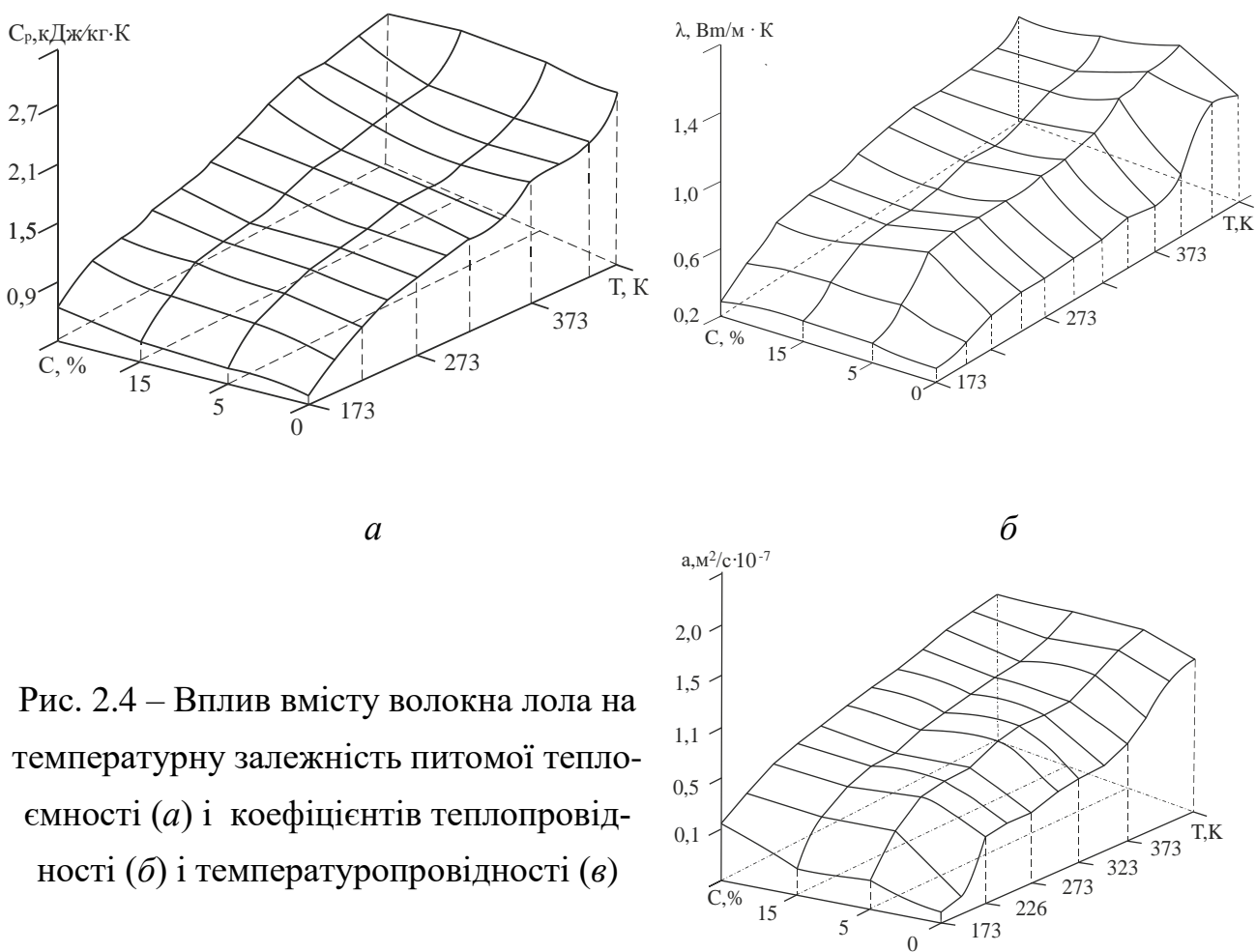


Рис. 2.4 – Вплив вмісту волокна лоло на температурну залежність питомої теплоємності (а) і коефіцієнтів теплопровідності (б) і температуропровідності (в)

Пентапласт належить до класу частково-кристалічних полімерів. Він кристалізується у вигляді двох кристалічних форм (α і β), різниця між якими обумовлена відмінностями в упаковці суміжних ланцюгів макромолекул [1].

Дослідження теплофізичних властивостей органопластиків на основі пентапласту, армованих арамідним волокном терлон, показало, що в інтервалі температур 173–373 К питома теплоємність інтенсивно зростала: для пентапласту та органопластиків, що містять 5–15 мас. % терлону – у середньому 35–36%, для композитів, армованих 20–25 мас. % органоволокна – на 18–19% (рис. 2.5,*a*).

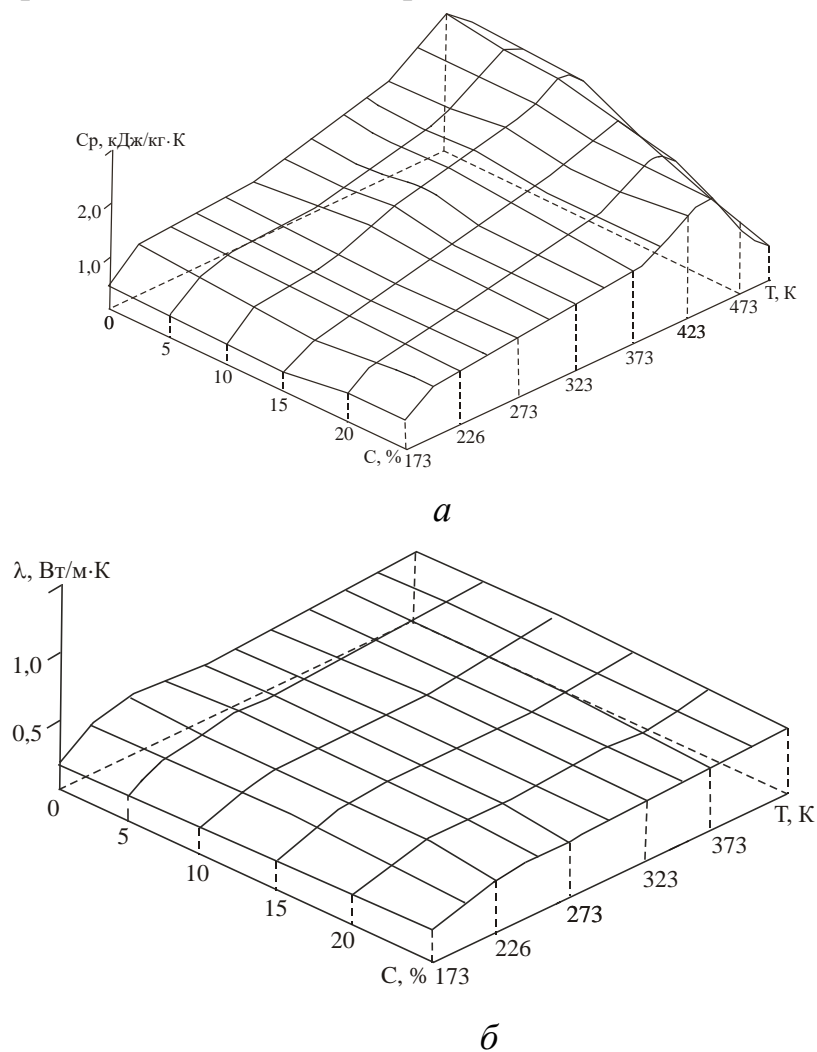


Рис. 2.5 – Вплив вмісту органічного волокна терлон на питому теплоємність (*a*) і коефіцієнт теплопровідності (*б*) пентапласту

Вище 373 К на температурних кривих досліджених матеріалів проявлявся стрибок питомої теплоємності (ΔC_p), зумовлений початком плавлення кристалічних утворень, що призвело до збільшення рухливості макромолекул полімерів на межі аморфних та кристалічних областей. Визначення стрибка

питомої теплоємності (рис. 2.5) свідчило про те, що для органопластиків з вмістом терлону 5–15 мас. % порівняно з в'язучим він знижується (від 0,83 – для пентапласту до 0,74–0,23 – для органопластиків), а для композитів, армованих 20–25 мас. % терлону – починає знову підвищуватись до 0,36–0,37 кДж/кг · К). Разом з цим проявлявся аналогічний характер зміни залежності температури плавлення кристалітів від вмісту наповнювача. Зокрема, для органопластиків, що містять 5–15 мас. % терлону, температура кристалізації така сама, як вихідного полімеру (473 К), а для композитів, армованих 20 і 25 мас. % терлону – вона знижувалась до 458 і 448 К (рис. 2.6). Такий характер зміни теплофізичних величин від вмісту волокна терлон можна пояснити тим, що в структурі органопластиків, що містять 20–25 мас. % терлону, відбувались процеси розпушення, що підтверджується даними рентгеноструктурного аналізу.

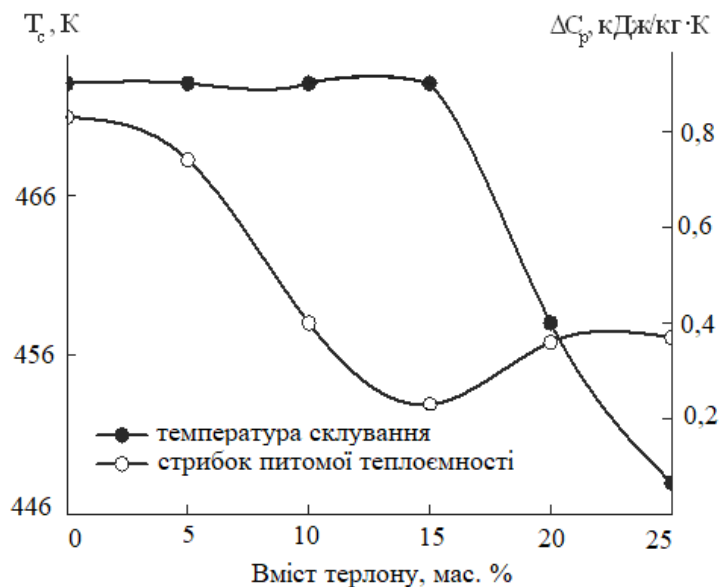


Рис. 2.6 – Вплив вмісту волокна терлон на стрибок питомої теплоємності і температуру кристалізації органопластиків на основі пентапласту

Розрахунок ступеня кристалічності органопластиків, здійснений за формулою Селякова-Шеррера [13], свідчив про те, що армування пентапласту терлоном у кількості 5 мас. % збільшило розміри кристалітів від 225 до 248 Å, а при подальшому збільшенні вмісту терлону ступінь кристалічності органопластиків знижувалась до 142 Å (табл. 2.8).

Таблиця 2.8 – Вплив вмісту волокна терлон на ступінь кристалічності
органопластиків на основі пентапласту

Показник	Вміст терлону, мас. %			
	–	5	20	25
β	0,798	0,725	1,267	1,266
$L, \text{Å}$	225	248	142	142

β – напівширина лінії; L – розміри кристалітів

Порівняльний аналіз дифракційних кривих органопластиків, що містять 10 і 20 мас. % терлону (рис. 2.7), показав, що в області кутів розсіювання 21 і 14°, при яких виявляються рефлекси, що відносяться до α - і β -модифікацій кристалічної ґратки полімерів, площа відповідних піків для органопластиків з вмістом терлону 20 мас. % суттєво знижувалась.

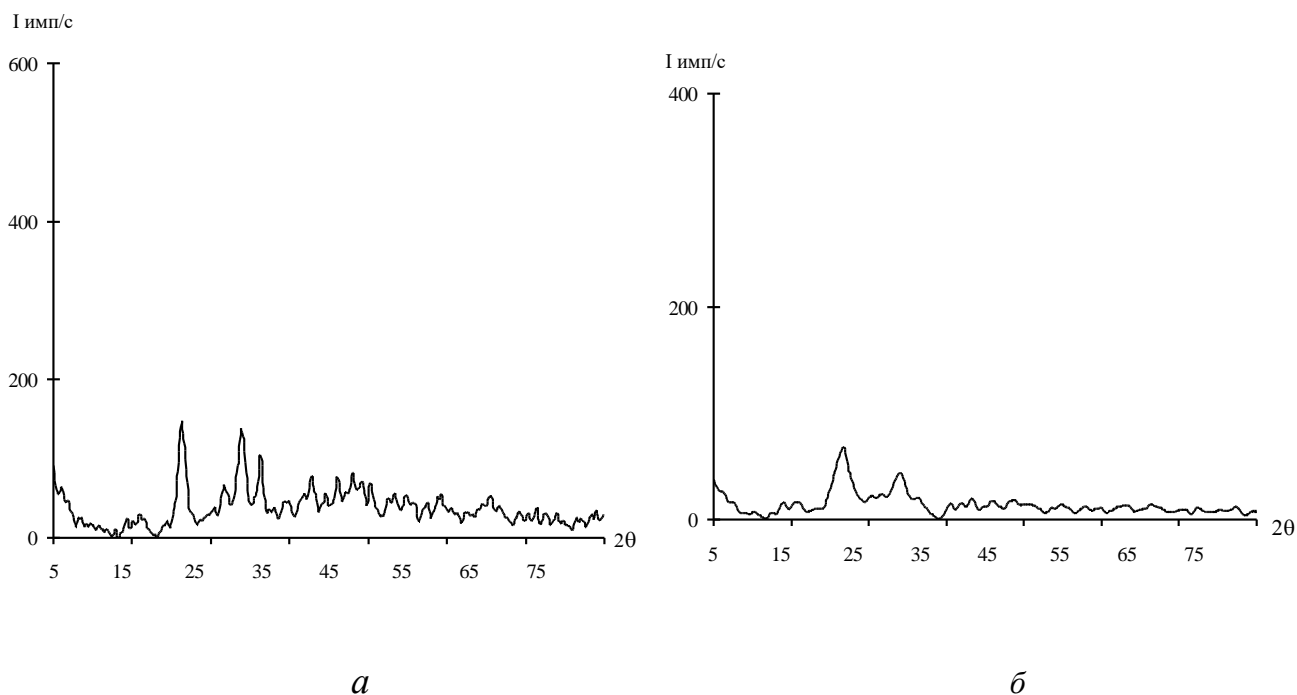


Рис. 2.7 – Дифракційні криві органопластиків на основі пентапласту,
армованого 10 (а) та 20 (б) мас. % терлону

Процеси розпушування у структурі органопластиків, армованих 20 та 25 мас. % терлону, впливають і на характер зміни питомої теплоємності в дослідженому діапазоні температур. Зокрема, порівняння значень теплоємності досліджених матеріалів за температури 298 К показало, що для органопласти-

ків, армованих 5–15 мас. терлону вона знизилась від 1,16 до 1,13–1,0 кДж/кг · К, а при збільшенні вмісту волокнистого наповнювача до 20–25 мас. % – зросла до 1,21–1,22 кДж/кг · К. Отже, збільшення вмісту терлону до 20–25 мас. % обумовлює розвиток у структурі органопластиків процесів розпушення. У результаті цього число контактів між ланками макромолекул полімерів зменшується, що призводить до зростання їх рухливості (і, як наслідок, до збільшення теплоємності) і зниження температури кристалізації.

Про зменшення ступеня кристалічності пентапласту під впливом волокнистого наповнювача свідчать також дані ІЧ-спектрального аналізу та розрахунку щільності органопластиків. Зокрема, встановлено, що у спектрі органопластика, що містить 25 мас. % волокна терлон, зростала інтенсивність смуги 625 см^{-1} , яка відповідає аморфній фазі у порівнянні зі смугою 600 см^{-1} , що відповідає кристалічній фазі полімеру. Крім того, звертає на себе увагу той факт, що на тлі смуги 745 см^{-1} виявляється смуга 753 см^{-1} . Збільшення інтенсивності цієї смуги пояснюється розпушенням у структурі органопластиків, що містять 25 мас. % терлону (рис. 2.8) [14].

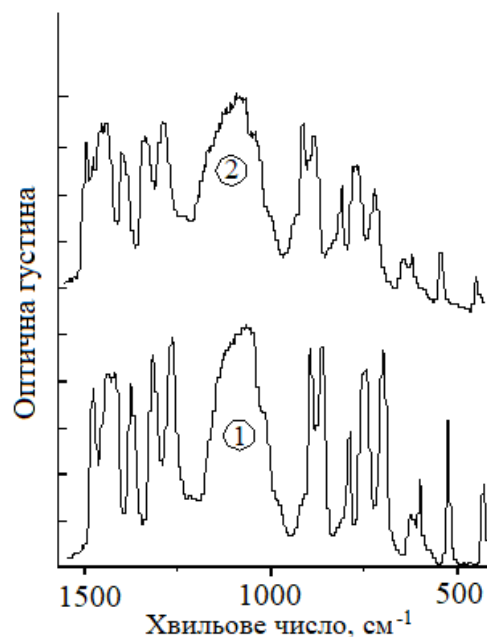


Рис. 2.8 – ІЧ-спектри пентапласту (1)
і органопластику, армованого 25 мас. % терлону (2)

Порівняльний аналіз експериментальної (визначеної методом гідростатичного зважування) та розрахункової (адитивної) густини композитів показав наступне. Для органопластиків, армованих 5–15 мас. % терлону, спосте-

рігалась тенденція до збільшення ступеня впорядкованості структури, про що свідчать більш високі значення експериментальної густини у порівнянні з адитивною (табл. 2.9), а для композитів, що містять 20 і 25 мас. % терлону, спостерігалась зворотна картина, яка підтверджує зроблений раніше висновок про протікання в структурі зазначених органопластиків процесів розупорядкування.

Таблиця 2.9 – Густина органопластиків на основі пентапласту

Вміст терлону, мас. %	Густина, г/см ³	
	експериментальна	адитивна
0	1,447	–
5	1,431	1,402
10	1,426	1,405
15	1,430	1,408
20	1,407	1,410
25	1,363	1,413

Коефіцієнт теплопровідності органопластиків (рис. 2.4,б) з підвищенням ступеня армування в'язучого до 20 мас. % незначно зростає. Максимальну теплопровідність мали зразки композиту, що містить 15 мас. % терлону: для вихідного полімеру в інтервалі температур 173–423 К коефіцієнт теплопровідності знаходився в межах 0,22–0,48, а для вказаного композиту він змінювався від 0,25 до 0,49 Вт/м · К. У полімерів, що частково кристалізуються, підвищення температури супроводжується, як правило, ослабленням міжмолекулярної взаємодії внаслідок зростання відстаней між сусідніми макромолекулами. Крім того, значна частина теплової енергії витрачається на структурні перебудови, що є причиною такого незначного зростання теплопровідності. При подальшому зростанні ступеня армування пентапласту більше 20 мас. % його теплопровідність знижувалась. Останнє пояснюється тим, що органічне волокно ініціювало процеси розпушування в'язучого; у структурі органопластика виникали порожнечі, що істотно впливало на процес теплоперенесення.

На температурних кривих температуропровідності пентапласту і композитів на його основі (рис. 2.9) за температури 198 К проявлявся помітний мінімум, характерний для кристалічних полімерів [12].

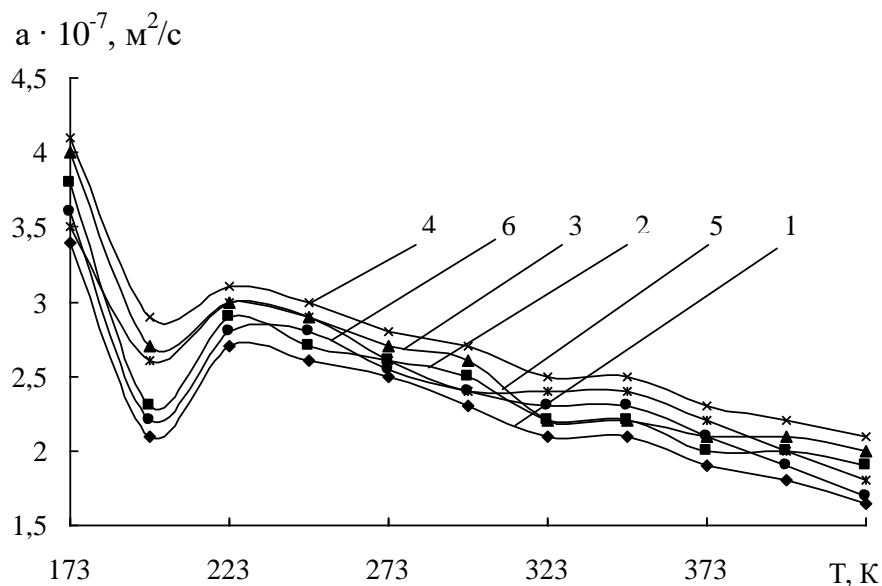
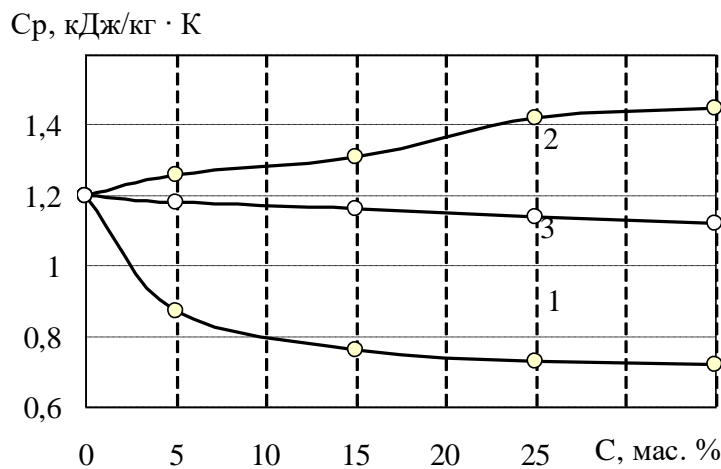


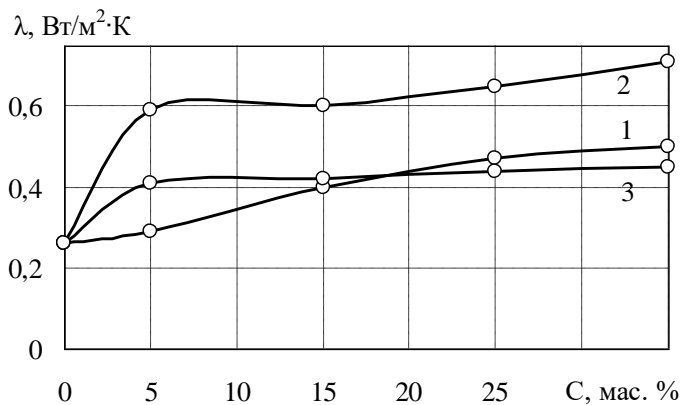
Рис. 2.9 – Температурні залежності температуропровідності пентапласту (1) і органопластиків на його основі, армованих 5 (2), 10 (3), 15 (4), 20 (5) мас. % терлону

В цілому, зі зростанням температури температуропровідність досліджених матеріалів монотонно знижувалась. Характер зміни концентраційної залежності температуропровідності органопластиків був аналогічним зміні теплоємності та теплопровідності. Для композитів, армованих до 15 мас. % терлону, температуропровідність зростала порівняно з пентапластом в середньому в 1,1–1,4 рази, що характеризувало їх високі теплоінерційні властивості. При подальшому підвищенні ступеня армування полімеру до 20 та 25 мас. % (коли домінуючим стає процес розпушення в структурі композитів) питома теплоємність і її стрибок зростали, а температуропровідність, що є величиною, зворотною теплоємності, навпаки – знижувалась (рис. 2.9). Однак, в цілому, середні значення температуропровідності композитів з максимальною кількістю терлону вищі, ніж у вихідного полімеру. Отже, армування полієфіру органічним волокном терлон збільшує температуропровідність композитів сприяючи більш інтенсивному вирівнюванню температури у виробках з розроблених пластиків у всіх точках тіла.

Отже, проведений комплекс теплофізичних досліджень свідчить про те, що для вуглепластиків і органопластиків, армованих терлоном, питома теплоємність знижувалась у порівнянні з в'язучим (рис. 2.10,*а*), при цьому максимальне падіння (на 28–40%) досягалось у разі використання як армуючого наповнювача вуглецевого волокна. Органопластики, армовані волокном лола, мали високий коефіцієнт теплопровідності (0,59–0,71 Вт/м² · К), який в середньому на 26–38% вищий, ніж у в'язучого (рис. 2.10,*б*), а для композитів, армованих волокнами Урал і терлон, цей теплофізичний показник підвищився незначно і знаходився в межах 0,29–0,54 і 0,41–0,45 Вт/м² · К відповідно (рис. 2.10,*б*) [15, 16].



а



б

Рис. 2.10 – Вплив вмісту вуглецевого волокна (1) і органічних волокон лола (2) і терлон (3) на питому теплоємність (*а*) і коефіцієнт теплопровідності (*б*) композитів на основі пентапласту

Органопластики, армовані 5–35 мас. % терлону, за температури 323 К мали питому теплоємність 1,18–1,12, тоді як для композитів, армованих лола, вона змінювалась від 1,26 до 1,45 кДж/кг · К і набувала більш високих значень у порівнянні з вихідним полімером (рис. 2.10,*a*). Ймовірно, останнє пов'язане з тим, що комбінація у наповнювачі полімерних волокон зі значеннями критичних поверхневих натягів, що істотно відрізняються, здійснювала вплив на формування міжфазного шару. Волокно лола має складну мозаїчну структуру, що є суцільною сіткою з ускладнених надмолекулярних структур з обмеженою сегментальною рухливістю, в осередках якої полімерна матриця має більше рихлу морфологію. При цьому, зі збільшенням ступеня армування частка розпушених зон у міжфазному шарі зросла, що призвело до підвищення теплоємності органопластиків [15].

Максимальне зростання теплопровідності було характерне для органопластика, що містить 5 мас. % волокна лола. Збільшення теплопровідності при введенні у полімер дисперсних і волокнистих армуючих наповнювачів узгоджується з теоретичними уявленнями про природу теплопровідності, обумовленої розповсюдженням пружних теплових хвиль. Така ж залежність характерна, наприклад, для пентапласту, наповненого більш теплопровідним у порівнянні з органічними волокнами скловолокном. Аналогічним чином змінювався коефіцієнт температуропровідності – міра ефективності вирівнювання температурних полів у тілі. Армування пентапласту органічним волокном лола призвело до підвищення температуропровідності на 36–42% [16].

Наступним етапом досліджень було вивчення впливу вмісту і природи волокнистих наповнювачів на фізико-механічні і трибологічні властивості композитів на основі пентапласту.

В результаті досліджень встановлено, що армування пентапласту волокном Урал до 30 мас.% призвело до підвищення мікротвердості композитів. Враховуючи те, що підвищення твердості матеріалів, як правило супроводжується і зростанням їх крихкості, цілком закономірним є той факт, що ударна в'язкість вуглепластиків була суттєво нижчою у порівнянні з полімерним в'язучим (табл. 2.10). Внаслідок недостатнього адгезійного зв'язку вуглеце-

вих волокон з полімерною матрицею, вуглепластики мали низьку ударну в'язкість (табл. 2.10). Відомо [17] що крихкість і ламкість вуглецевих волокон, а також значне їх ушкодження в процесі поєднання із полімерним в'язучим обумовлюють певні труднощі для розробки вуглепластиків з високою ударною міцністю.

Таблиця 2.10 – Фізико-механічні характеристики пентапласту і вуглепластиків на його основі

Показники	Вміст вуглецевого волокна Урал, мас.%				
	0	10	20	30	40
Мікротвердість	17,0	19,3	19,0	18,0	15,7
Міцність при стисненні, МПа	85	93	124,5	128,2	132
Відносна деформація при стисненні, %	7,5	8,2	9,4	10	10,6
Модуль пружності при стисненні, МПа	900	925	950	987	1000
Ударна в'язкість, кДж/м ²	6,0	4,7	4,3	3,6	2,7

Характер зміни кривих «напруга – деформація» (рис. 2.11) істотно розрізнялись для вуглепластиків з різним вмістом волокна Урал. Це пояснюється тим, що збільшення кількості вуглеволокнистого наповнювача призводило до збільшення міцності і жорсткості матеріалу і, як наслідок – крихкості [7]. При вмісті вуглецевого волокна у кількості 20 мас.% (рис. 2.11, крива 3) пластична деформація практично зникла і при стисненні спостерігалось крихке руйнування зразка (рис. 2.12). Такий характер залежності напруги від деформації, з одного боку, пояснюється збільшенням жорсткості матеріалу, яке забезпечується каркасом із високоміцного високомодульного вуглецевого волокна, а з іншого – утворенням у дрібносферолітній структурі пентапласту при армуванні його волокнами, крупних надмолекулярних утворень – агрегатів, що складаються з дрібних сферолітів, тобто збільшенням неоднорідності структури. Останнє, як відомо, супроводжується зменшенням деформації, що ми насправді і спостерігали (табл. 2.10).

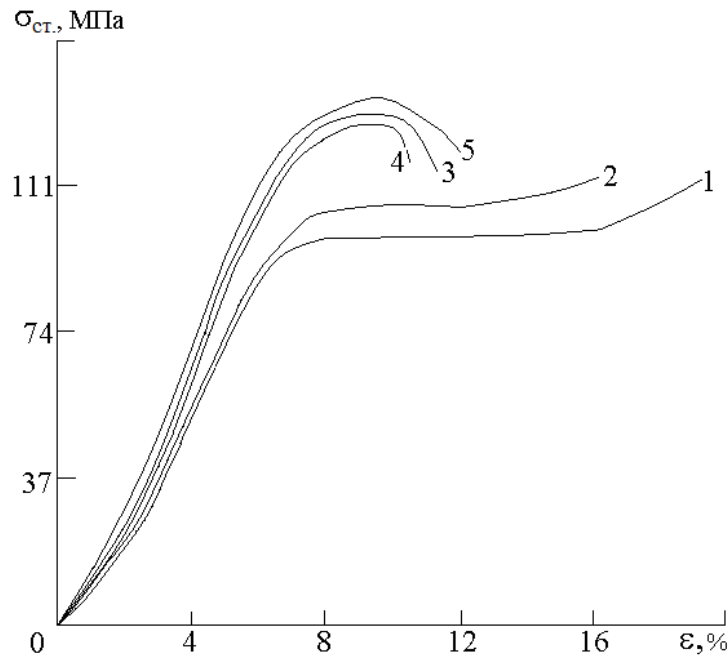


Рис. 2.11 – Криві стиснення пентапласту (1) і вуглепластиків на його основі, армованих 10 (2), 20 (3), 30 (4) і 40 (5) мас.% вуглецевого волокна Урал



a



б

Рис. 2.12 – Зовнішній вид зразків після стиснення пентапласту (*a*) та вуглепластика на його основі, що містить 20 мас.% волокна Урал (*б*)

Встановлено (рис. 2.13, крива 2), що мінімальний знос матеріалу спостерігався при вмісті в ньому 5–10 мас.% і більше 30% вуглецевого волокна. Таку поведінку вуглепластиків можна пояснити виходячи з теорії зношування полімерних матеріалів, запропонованої С.Б. Ратнером [18]. Внаслідок процесу стирання пентапласту спостерігався фрикційний характер зносу, про що свідчила наявність поперечних смуг на поверхні зразка, що третяся. Проте низька втомлювальна міцність матеріалу і великі температури, що розвиваються у зоні тертя, призвели до того, що вже на другому кілометрі шляху,

пройденного зразком, виявлялось значне зростання температури у зоні контакту метал – полімер, підплавлення зразка і, як наслідок, його схоплювання із поверхнею контртіла. Наприклад, коефіцієнт тертя зразків із пентапласту по сталі при умовах експлуатації $P = 0,4$ МПа, $v = 1$ м/с складали 0,4 і 0,75 після 500 і 1300 м шляху відповідно.

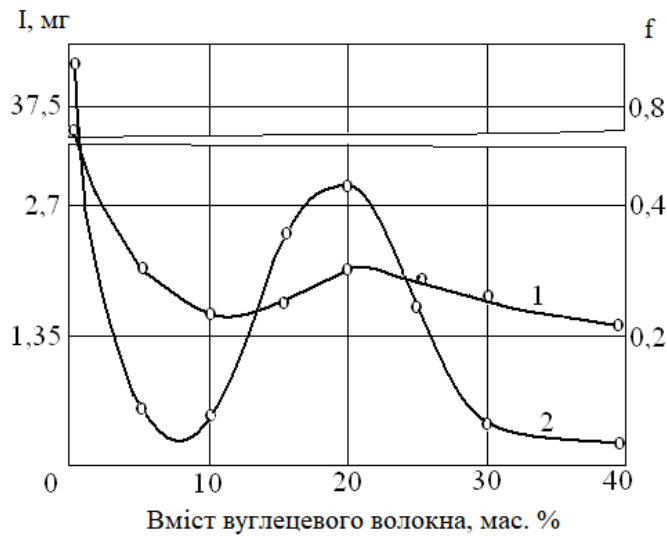
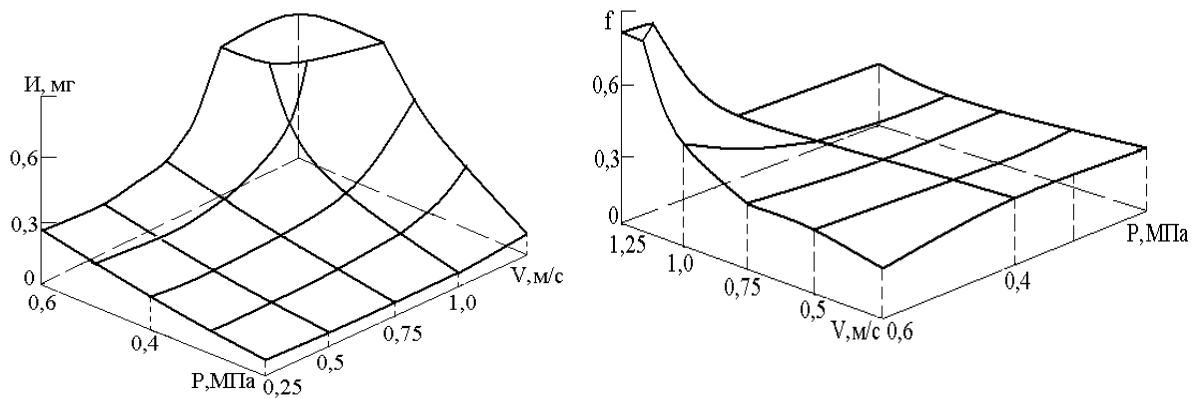


Рис. 2.13 – Залежність коефіцієнта тертя f (1) і масового зносу I (2) пентапласту від вмісту волокна Урал

Введення у пентапласт невеликих кількостей волокна Урал (до 10 мас. %) супроводжувалось значним підвищенням зносостійкості (більш ніж у 90 разів) при незмінному характері зношування. Збільшення ступеня армування вуглецевим волокном призвело до зростання зносу вуглепластиків, що, очевидно, обумовлено зниженням еластичності, і відповідно, зміною характеру зношування за рахунок зменшення частки фрикційного компоненту зносу. Максимальне падіння зносостійкості вуглепластиків спостерігалось при 10–20% наповненні полімерної матриці, після чого знос зменшився і досяг мінімуму для вуглепластиків, армованих 30–40 мас. % волокна Урал. Симбатно зносу змінювався і коефіцієнт тертя вуглепластиків (рис. 2.13, крива 1). Не зважаючи на те, що мінімальний знос і коефіцієнт тертя були характерні для вуглепластика, що містить 40 мас. % волокна Урал, подальше збільшення його вмісту було недоцільним зважаючи на різке зниження ударної міцності матеріалу до 5–7 кДж/м², що вкрай небажане для матеріалу підшипника ковзання.

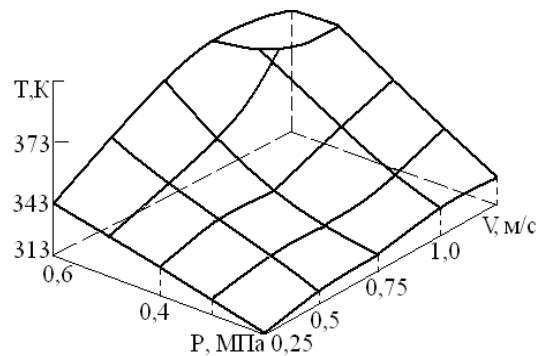
З метою визначення області застосування вуглепластиків на основі пентапласту був вивчений вплив режимів експлуатації на знос, коефіцієнт тертя і температури в зоні контакту вуглепластик – сталь 45. Як видно з рис. 2.14, збільшення питомого навантаження і швидкості ковзання у дослідженому діапазоні привело до зростання зносу, а катастрофічний знос зразків спостерігався в умовах швидкості ковзання $v = 0,6$ м/с. Він супроводжувався захопленням полімерних зразків зі стальним контртілом, що обумовлене високим коефіцієнтом тертя (0,6–0,8) (рис. 2.14,б) за рахунок того, що температура в зоні контакту (рис. 2.14,в) досягала температури розм'якшення полімерного в'язучого (423–433 К). Деяке зниження коефіцієнта тертя при збільшенні питомого навантаження від 0,2 до 0,6 МПа при швидкості ковзання до $v = 0,5$ м/с пояснити збільшенням площини фактичного контакту полімерний зразок – контртіло. За умов великих швидкостей ковзання це компенсується більш швидким зростанням адгезійної складової сили тертя.



a

б

Рис. 2.14 – Вплив питомого навантаження (P) та швидкості ковзання (v) на масовий знос (a), коефіцієнт тертя (б) і температуру в зоні контакту (в) пентапласту, армованого 40 мас. % волокна Урал



в

Аналіз одержаних у процесі трибологічних досліджень даних дозволив рекомендувати розроблені вуглепластики на основі пентапласту для використання у вузлах тертя машин та механізмів як конструкційні матеріали з високою зносостійкістю і низьким коефіцієнтом тертя.

Результати фізико-механічних досліджень показали, що армування пентапласту волокном терлон дозволило суттєво підвищити його фізико-механічні властивості (табл. 2.11, рис. 2.15).

Таблиця 2.11 – Фізико-механічні характеристики органопластиків на основі пентапласту

Матеріал	H_{μ} , МПа	H_B , МПа	a , кДж/м ²	$\sigma_{п.сж.}$, МПа
ПП	119	120	6	84
ПП + 5 мас. % терлону	155	126	12	110
ПП + 15 мас. % терлону	181	165	20	125
ПП + 25 мас. % терлону	187	182	30	168
ПП + 35 мас. % терлону	236	140	48	208

* ПП – пентапласт; H_{μ} – мікротвердість; H_B – твердість за Брінеллем; a – ударна в'язкість; $\sigma_{п.сж.}$ – межа плинності при стисканні

Зокрема встановлено збільшення у 1,3–2 рази мікротвердості, що, очевидно, це пов'язано з підвищенням ступеня кристалічності полімерного в'язучого при введенні високомодульного арамідного волокна терлон. Крім того, армування пентапласту волокном терлон у кількості до 25 мас. % призвело до зростання твердості за Брінеллем – в 1,5 разів, межі плинності при стисканні – в 1,4 рази, ударної в'язкості – у 5 разів. При подальшому збільшенні вмісту терлону в композитах до 35 мас. % ударна в'язкість і межа плинності при стисканні зростали, а твердість за Брінеллем знижувалась. Ударна в'язкість композитів, армованих волокном терлон, зі зростанням ступеня наповнення збільшувалась і знаходилася в межах 12–48 кДж/м².

Порівняльний аналіз міцнісних характеристик досліджених матеріалів показав, що органопластики мають більш високу межу міцності при стисненні у порівнянні із вуглепластиками незалежно від ступеня армування (рис. 2.15):

міцність при стисненні органопластиків була на 23–59% вища, ніж у пентапласту, тоді як для вуглепластиків збільшення міцнісних характеристик знаходилось в межах 4–35% (рис. 2.16).

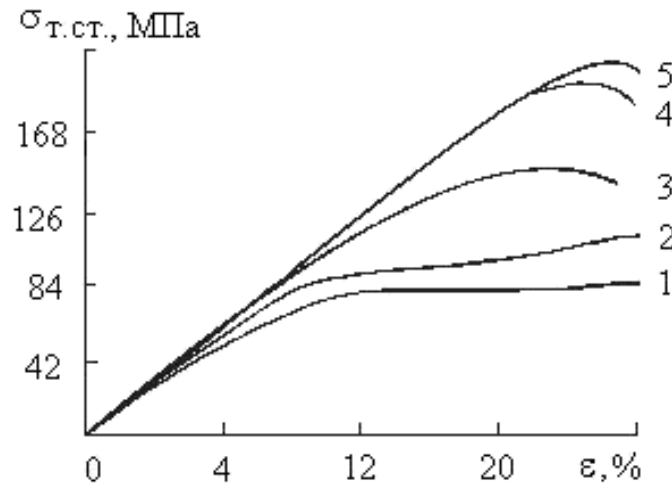


Рис. 2.15 – Криві межа текучості при стисненні ($\sigma_{т.ст.}$) – деформація (ϵ) пентапласту (1) і органопластиків на його основі, армованих 5 (2), 15 (3), 25 (4), 35 (5) мас.% терлону

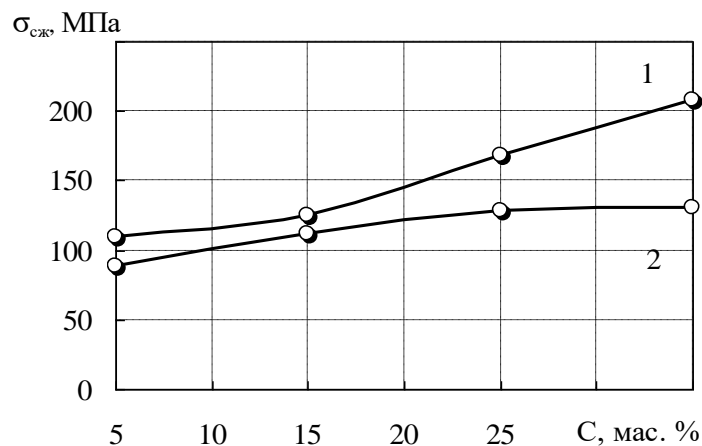


Рис. 2.16 – Вплив вмісту волокна терлон (1) і вуглецевого волокна (2) на межу міцності при стисненні композитів на основі пентапласту

Органопластики на основі волокна лола, також мали високу міцність при стисненні. Зокрема, цей показник для композиту, що містять 25 мас. % волокна лола був на 30 МПа вищим, ніж у пентапласту [15]. Таке покращення міцнісних показників органопластику, що містить волокно лола, пов'язане зі змінами, що відбуваються в структурі композиту при армуванні поліефірної матриці.

Результати попередньо проведеного рентгеноструктурного аналізу пентапласту і органопластику на його основі, армованого 25 мас. % лола (рис. 2.17), показали, що на дифрактограмах досліджених матеріалів проявляються характерні рефлексії в області кутів розсіювання 2θ і 14° , що відповідають α - і β -формам кристалітів полімерної матриці, які відносяться до числа частково кристалічних полімерів [1]. Порівняльний аналіз дифракційних кривих пентапласту і органопластика вказував на помітне зниження інтенсивності і площі піків при армуванні полімеру (рис. 2.17).

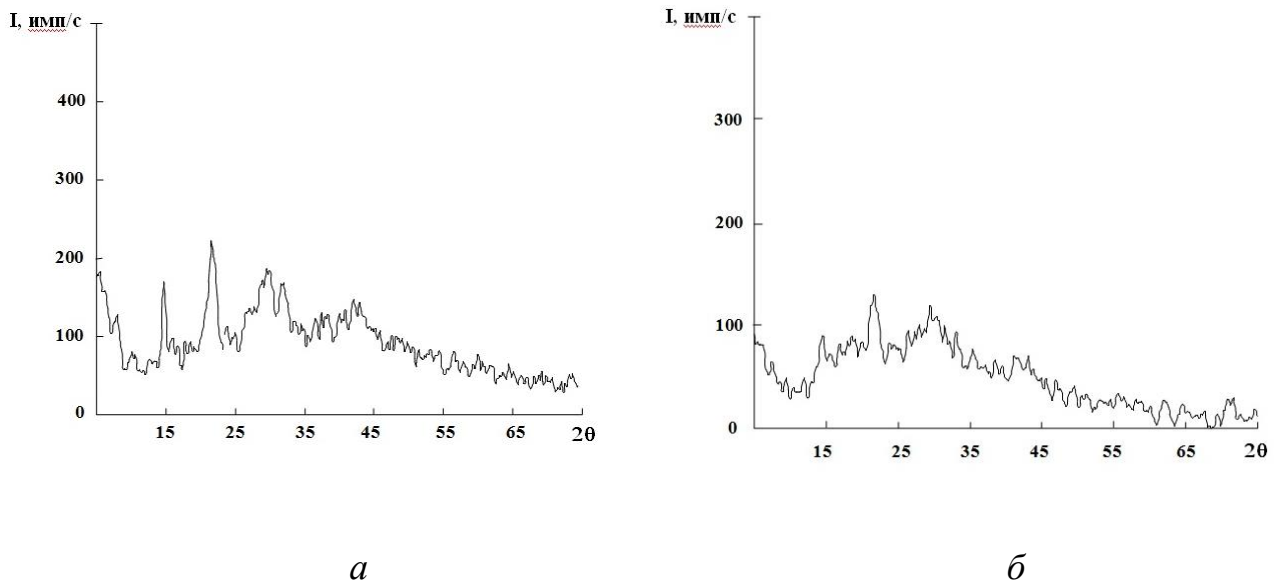


Рис. 2.17 – Дифракційні криві пентапласту (а) і органопластика на його основі, армованого 25 мас.% лола (б)

Розрахунок за формулою Селякова-Шеррера [19] показав, що розміри кристалітів кристалічної фази полімерної матриці зменшувались зі збільшенням ступеня наповнення волокном лола (табл. 2.12).

Таблиця 2.12 – Значення напівширини лінії β і розмірів кристалітів L органо-пластиків на основі пентапласту

Показник	Вміст волокна лола, мас.%		
	—	15	25
β	0,88	0,98	1,01
$L, \text{Å}$	204	187	178

Дана обставина вказує на те, що в досліджуваному матеріалі має місце ефект зміцнення, який, як відомо [19], визначається змочуванням і наступною адгезією в'язучого до наповнювача. При цьому формується протяжний міжфазний шар з підвищеною впорядкованістю і обмеженим конформаційним набором макромолекул. Це, у свою чергу, призводить до прискорення зародкоутворення і росту кристалічної фази, а отже, до зниження розмірів кристалітів.

Фізико-механічні випробовування пентапласту і органопластиків на його основі показали, що більш високі міцнісні характеристики були характерні для зразків органопластику, армованого волокном терлон (табл. 2.13, рис. 2.18, 2.19). Зокрема, межа міцності при стисненні органопластику, армованого терлоном, була майже у 2 рази вища, ніж у вихідного полімеру.

Таблиця 2.13 – Фізико-механічні властивості пентапласту і органопластиків на його основі

Матеріал	Межа міцності, МПа	Відносна деформація руйнування	Відносна деформація текучості	Межа текучості, МПа	Модуль пружності, МПа
ПП	100,1	20%	14,5%	152,8	590
ПП + лола	115	25%	15%	174,6	596
ПП + терлон	186,8	69%	26%	496	1098

* ПП – пентапласт

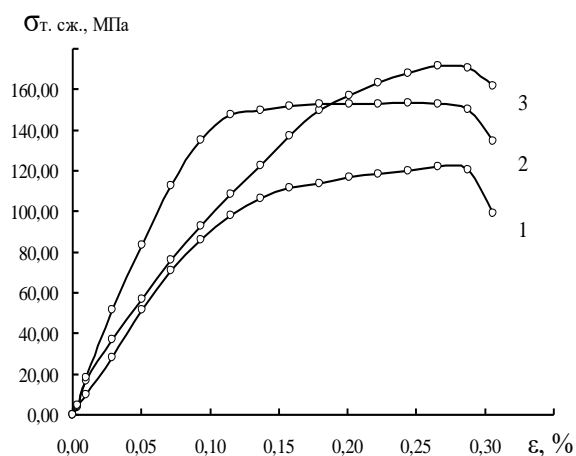


Рис. 2.18 – Криві межа текучості при стисненні ($\sigma_{т.ст.}$) – деформація (ϵ) пентапласту (1) і органопластиків на його основі, армованих 15 мас. % волокон лола (2) і терлон (3)

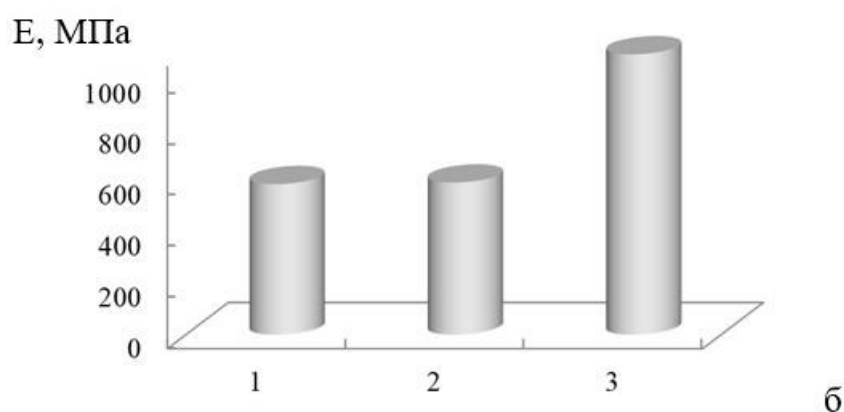
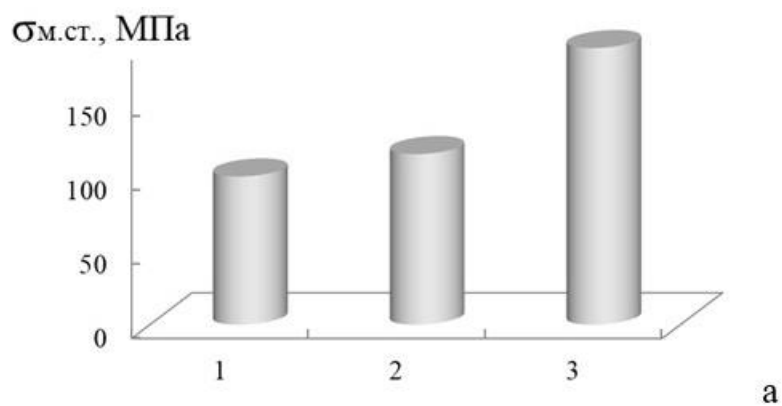


Рис. 2.19 – Межа міцності (а) і модуль пружності (б) при стисненні пентапласту (1) і органопластиків на його основі, армованих 25 мас. % волокна лола (2) і терлон (3)

Визначення густини органопластиків, армованих волокном лола, дало більш низькі значення у порівнянні з розрахунковою адитивною густиною (табл. 2.14).

Таблиця 2.14 – Густина органопластиків на основі пентапласту

Вміст волокна лола, мас. %	Густина, г/см ³	
	експериментальна	адитивна
5	1,43	1,45
15	1,42	1,44
25	1,40	1,43

Очевидно, що дана обставина пов'язана з тим, що комбінація в наповнювачі полімерних волокон з істотно відмінними значеннями критичних поверхневих натягів впливає на формування міжфазного шару. У нашому випа-

дку він має мозаїчну структуру, що представляє собою суцільну сітку з утруднених надмолекулярних структур з обмеженою сегментальною рухливістю, в комірках якої полімерна матриця має більш рихлу морфологію. При цьому, зі збільшенням ступеня армування частка розпушених зон в міжфазному шарі збільшувалась.

Вивчення процесів тертя та зношування розроблених пластиків свідчили про те, що армування пентапласту органічними волокнами дозволило покращити трибологічні характеристики полімеру. Коефіцієнт тертя композитів зі зростанням вмісту терлону зменшився майже на 35%, а найбільш інтенсивне зниження зносу (I) органопластиків спостерігається при введенні перших 5 мас. % волокна (рис. 2.20).

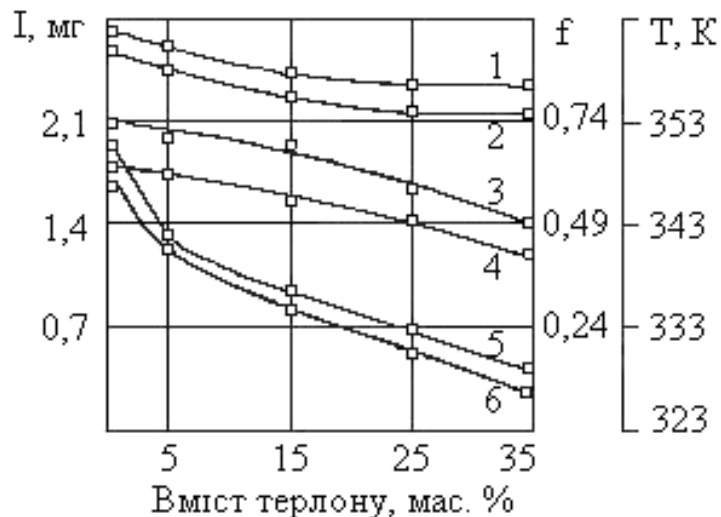


Рис. 2.20 – Залежність температури в зоні контакту (1, 2), коефіцієнта тертя (3, 4) і лінійного зносу (5, 6) від вмісту волокна терлон (1, 3, 5 – тертя здійснювалось по плівці переносу; 2, 4, 5 – тертя без плівки)

Мінімальні значення лінійного зносу зразків були характерні для композитів, що містять 25–35 мас. % терлону (криві 5, 6). Такий характер тертя і зношування вказаних матеріалів можна пояснити наступним чином. В процесі тертя полімерного в'язучого спостерігається перенесення і намазування плівки переносу на стальне контртіло, при цьому на поверхні тертя в'язучого з'являються зони виривів. В той же час введення в полімерну матрицю органічного волокна у більшій кількості сприяло поступовому припиненню перенесення плівки. Тертя органопластиків при вмісті терлону у кіль-

кості 5–10 мас. % супроводжувалось орієнтацією волокон за напрямком руху контртіла. При збільшенні змісту волокна до 25–35 мас. % виявлялась тенденція до збереження волокном його первинного хаотичного розміщення, зафіксованого при переробці.

Вивчення впливу питомого тиску на коефіцієнт тертя зразків пентапласту і органопластиків на його основі проводилось в умовах тертя без змащування на машині тертя СМЦ-2 за схемою диск – колодка. Як контртіло використовувався диск із сталі 45, термообленої до твердості 45–50 НРС діаметром 50 мм.

Згідно з отриманими даними встановлено, що армування в'язучого арамідним волокном терлон дозволило істотно збільшити інтервал працездатності матеріалу. Зокрема встановлено, що для вихідного полімеру в інтервалі навантажень 1,26–1,36 МПа коефіцієнт тертя знижувався від 0,52 до 0,47, тоді як органопластик, що містить 15 мас. % волокна терлон, стабільно працював при навантаженнях 1,26–2,5 МПа, а коефіцієнт тертя монотонно знижувався на 27–54% порівняно з пентапластом, перебуваючи в межах 0,38–0,24 (рис. 2.21). Органопластик, що містив 15 мас. % волокна лола, мав більш високі значення коефіцієнта тертя (0,48–0,41) і мав гарну працездатність в умовах навантажень 1,26–1,49 МПа.

Що стосується визначення інтенсивності лінійного зношування матеріалів, то звертає увагу на той факт, що збільшення жорсткості режимів експлуатації пластиків призводило до зростання їх зносу (рис. 2.21,б). Підвищення питомого тиску від 1,26 до 1,36 МПа збільшило знос в'язучого більш, ніж у 2,5 рази, а при навантаженні понад 1,4 МПа спостерігався катастрофічний знос зразків. Органопластик, армований волокном лола, почав інтенсивно зношуватися в умовах навантаження понад 1,5 МПа, а знос зразків в інтервалі навантажень 1,26–1,36 МПа збільшився більш, ніж у 14 разів. Найбільш зносостійкими були зразки органопластика, армованого волокном терлон. В умовах навантажень 1,26–1,81 МПа знос пластику був несуттєвим, а при $P > 2,5$ МПа розпочався його катастрофічний знос. Інтенсивне зношування досліджених зразків за високих навантажень, ймовірно, можна пояснити тим, що в цих умовах у зоні тертя розвивається температура, близька до температури розм'якшення полімерів [21]. Останнє викликає схоплювання зразків з

поверхнею контртіла, що підвищує коефіцієнт тертя та призводить до інтенсифікації процесу зношування пластиків.

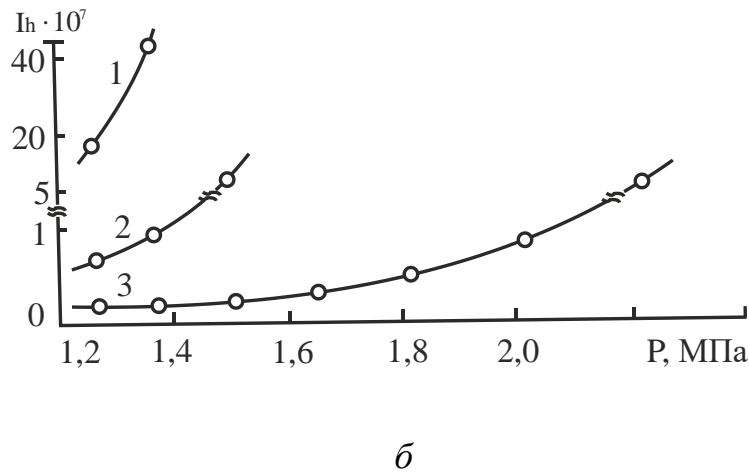
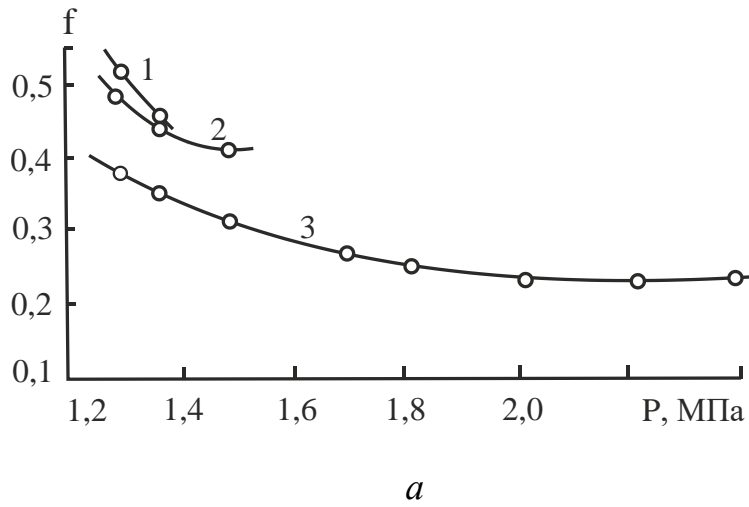


Рис. 2.21 – Вплив питомого навантаження на коефіцієнт тертя (а) і інтенсивність лінійного зношування (б) пентапласту (1) і органопластиків на його основі, армованих 15 мас. % органічних волокон лола (2) і терлон (3)

В результаті трибологічних досліджень виявлено, що мінімальний коефіцієнт тертя мали вуглепластики (рис. 2.22, крива 1). Якщо для пентапласту коефіцієнт тертя склав 0,74, тоді як для вуглепластиків він знизився на 57–69% і знаходився в межах 0,32–0,23. Звертає на себе увагу той факт, що найбільш низький коефіцієнт тертя був у зразків вуглепластиків з максимальним ступенем наповнення. Коефіцієнт тертя композитів, армованих терлоном (рис. 2.22), мав більш високі значення (0,72–0,49) і знизився у порівнянні із в'язучим у 1,5 рази. Зразки цього композиту мали високу зносостійкість і лише при питомих навантаженнях понад 2,5 МПа, спостерігався їх катастро-

фічний знос [20]. Коефіцієнт тертя композитів з волокном лола, змінювався від 0,48 до 0,41, а зразки почали інтенсивно зношуватися при питомому навантаженні більше 1,5 МПа.

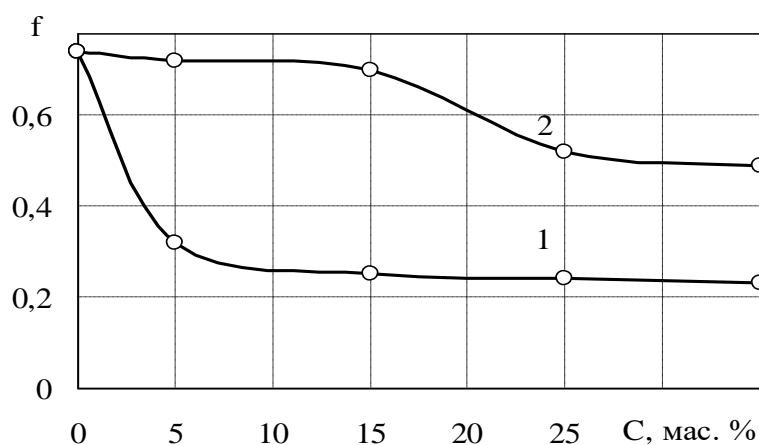


Рис. 2.22 – Вплив вмісту вуглецевого волокна (1) і органічного волокна терлон (2) на коефіцієнт тертя

Таким чином, на підставі проведеного комплексу досліджень можна зробити висновок, що армування простого полієфіру пентапласту вуглецевими і органічними волокнами дозволяє покращити його експлуатаційні характеристики. Вуглепластики на основі пентапласту доцільно використовувати як антифрикційні матеріали вузлів тертя, а композити, що містять органічні волокна терлон і лола, можуть знайти своє застосування як високоміцні зносостійкі матеріали конструкційного призначення.

Таким чином, на підставі проведених досліджень можна укласти, що армування пентапласту органічними волокнами терлон і лола дозволяє покращити його трибологічні характеристики в умовах тертя без змащування. Оптимальний комплекс трибологічних властивостей мали зразки органопластика, що містять арамідне волокно терлон. Вказаний органопластик є зносостійким матеріалом, може успішно експлуатуватися при навантаженнях до 2 МПа, має низькі значення коефіцієнта тертя (0,34–0,24), що дозволяє застосовувати його як антифрикційний матеріал у вузлах тертя машин і механізмів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Мулин Ю.А., Ярцев И.К. Пентапласт. – Л.: «Химия», 1975. – 120 с.
2. Кацнельсон М.Ю., Балаев Г.А. Пластические массы: Свойства и применение: Справочник. – Л.: «Химия», 1978. – 384 с.
3. Таблица-вклейка. Термостойкие и жаростойкие волокна // Химические волокна, 1975. – № 3.
4. Волохина А.В., Калмыкова В.Д. Получение высокопрочных и термостойких синтетических волокон // Итоги науки и техники. Серия: Химия и технология высокомолекулярных соединений. – Т. 15, 1981. – С. 3–61.
5. А.с. 493525 СССР, МКИ D 04 B 1/16, D 04 B 21/16. Текстильный материал / Е.С. Антонова, Н.И. Драй, В.П. Ефимов и др. (СССР). – № 1991735/28-12; заявл. 17.01.74; опубл. 30.11.75, Бюл. № 44.
6. Высокотеплостойкое и огнестойкое синтетическое волокно Лола / Информация ВНИИВ // Химические волокна. – № 3, 1975. – С. 36–37.
7. Конкин А.А., Азарова М.Т., Волкова Н.С., Левит Р.М., Сергеев В.П. Углеродные волокнистые материалы. // Химические волокна, 1977, № 3. – С. 65–67.
8. Привалко В.П. Свойства полимеров в блочном состоянии. Справочник по физической химии полимеров, «Наукова думка». – Т. 2, 1984. – 330 с.
9. Липатов Ю.С. Физическая химия наполненных полимеров. – М.: Химия, 1977. – С. 99.
10. Пивень А.Н., Гречаная Н.А., Чернобыльский И.И. Теплофизические свойства полимерных материалов: Справочник. – К: «Вища школа», 1976. – С. 14–16.
11. Чигвинцева О.П., Варлан К.Є., Клименко О.В. Органопластики конструкційного призначення // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – Луцьк. – Випуск 53, 2016. – С. 179–182.
12. Годовский Ю.К. Теплофизика полимеров. – М.: Химия, 1982. – 280 с.

13. Мартынов М.А., Вылегжанина К.А. Рентгенография полимеров. – Л.: «Химия», 1972. – 96 с.

14. Чигвинцева О.П., Головятинская В.В. Изучение теплофизических свойств органопластиков на основе пентапласта // Научная жизнь, № 2, 2013. – С. 54–62

15. Чигвинцева О.П., Клименко Е.В., Варлан К.Е. Исследование теплофизических характеристик органопластиков на основе пентапласта // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – Луцьк. – Випуск 50, 2015. – С. 244–248.

16. Chigvintseva O.P., Varlan K.Ye., Sinchuk Ye.V. Organoplastics based on pentaplast // Nauka I Studia, 20 (151) 2016, Przemysł. – P. 89–93.

17. Углеродные волокнистые материалы / А.А. Конкин, М.Т. Азаров, Н.С. Волкова и др. // Химические волокна. – № 3, 1977. – С. 65–66.

18. Ратнер С.Б. О роли усталостных процессов при истирании (износе) полимерных материалов // Доклады АН СССР, 150:4, 1963. – С. 848–851

19. Тугов И.И., Кострыкина Г.И. Химия и физика полимеров. Учеб. пособие. – М.: Химия, 1989. – 432 с.

20. Чигвинцева О.П., Клименко Е.В., Варлан К.Е., Кабат О.С., Заврина С.В. Изучение процессов трения и изнашивания органопластиков на основе пентапласта // Materials of XI International research and practice conference «Proceedings of academic science – 2015»: Technical sciences, Chemistry and chemical technology, August 30 – September 7, 2015. – P. 73–76.

21. Бартнев Г.М., Лаврентьев В.В. Трение и износ полимеров. – Л.: «Химия», 1972. – 240 с.

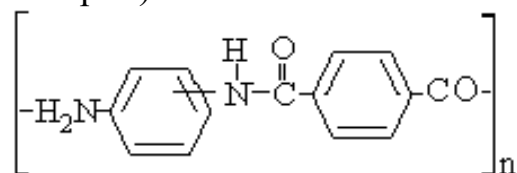
2.2 Композиційні матеріали на основі ароматичних поліамідів

2.2.1 Полімерні композити на основі фенілону С-2

2.2.1.1 Вплив технологічних параметрів на властивості вуглепластика на основі фенілону С-2

Враховуючи те, що ароматичні поліаміди є основою для створення багатьох термостійких та високоміцних матеріалів, об'єктами дослідження були обрані композиційні матеріали на основі фенілону марки С-2, армовані вуглецевими гідратцелюлозними волокнами а також металовмісними та металізованими волокнами.

В якості в'язучого було обрано термостійкий ароматичний поліамід фенілон С-2 (ТУ6-05-226-72) – гетероланцюговий кополімер, який містить в головному ланцюзі макромолекули амідну групу $-HNCO-$, з'єднану з обох сторін фенільними фрагментами отримують емульсійною поліконденсацією [1, 2] суміші дихлорангідридів ізо-, терефталевої кислот, взятих в співвідношеннях 60 та 40 мас.% відповідно, з *m*-фенилендіаміном. Реакцію проводять в органічних середовищах, які розчиняють або викликають набухання полімеру в присутності акцепторів HCl (третинні аміни, аміди, гідроксид і карбонат натрію).



Основні технологічні характеристики в'язучого наведені в табл. 2.15.

Таблиця 2.15 – Властивості фенілону С-2

Показники	Фенілон С-2
1	2
Властивості прес-матеріалу для прямого пресування або прес-лиття (ТУ6-05-226-72)	
Зовнішній вигляд	дрібнодисперсний білий порошок
Насипна густина, кг/м ³	200–400

Продовження таблиці 2.15

1	2
Вологість, %	0,40
Питома в'язкість 0,5%-вого розчину у ДМФА	1,2
Фізико-механічні властивості пластмасових зразків, отриманих методом прямого пресування	
Густина, кг/м ³ , не більше	1350
Руйнівне напруження, МПа, не менше:	120–140
при розтягуванні	
при статичному вигині	220–240
Ударна в'язкість, кДж/м ² , не менше	40–50
Межа текучості при стисненні, МПа, не менше	210–230
Твердість, МПа, не менше	290
Температура розм'якшення по Віка, К, не нижче	563

Для армування полімерної матриці використовували відоме за своєю ефективністю [3] гідратцелюлозне вуглецеве волокно. При виборі волокон враховували той факт, що масове застосування високомодульних волокон обмежується достатньо високою їх вартістю, обумовленою технологічною складністю виробництва та відносно низьким виходом продукції, тому були як армуючий наповнювач було обране низькомодульне анізотропне вуглецеве волокно углен-9 (табл. 2.16).

Таблиця 2.16 – Характеристика вуглецевого волокна углен-9

Показники	Углен-9 (ТУ 6-06-87-81)
Діаметр волокна, мкм	7–9
Вологість волокна, %	3
Вміст вуглецю, мас. %	90
Міцність при розриві, МПа	600
Модуль пружності, МПа	15000
Подовження при розриві (на базі 10 мм)	1,3–2,0
Електричний опір, Ом	1,3–3,0
Питомий електричний опір, Ом·см	0,22 ± 0,06
Крихкість, ум. од.	20–40

Це волокно має ряд цінних властивостей: підвищену тепло-, електропровідність та термостійкість, високу міцність, модуль пружності та хімістійкість, низький коефіцієнт теплового розширення, технологічність, завдяки яким воно знаходять широке застосування [4]. Однак вказаний наповнювач має окремі недоліки, до яких слід віднести крихкість, мале значення міжшарової міцності, а також низьку адгезію волокна до в'язучого.

Технологічний процес отримання зразків

Технологічний процес отримання зразків з армованого пластику складався із наступних основних операцій:

Дозування сировини полягало у підготовці фенілону і вуглецевого волокна. Волокно різалось на відрізки довжиною 3 мм. Зважування компонентів здійснювалось на аналітичних терезах ВЛР-200г з точністю до 0,0002 г.

Змішування компонентів. Виготовлення композицій здійснювалось методом сухого змішування в обертальному електромагнітному полі [17]. Наважки фенілону та волокна загрузали в металічну ємкість (рис. 2.23), у яку додавали феромагнітні частки довжиною 20–70 мм у кількості 0,04–0,06 об'єму електричного поля, величина магнітної індукції якого складала не нижче 0,08 Тл. Час змішування знаходився в межах 5–300 с. Під дією обертального електромагнітного поля феромагнітні частки інтенсивно хаотично рухались, за рахунок чого компоненти композицій рівномірно змішувались. Феромагнітні частки видалялись з виготовлених таким чином композицій двома способами: магнітною та механічною сепарацією.

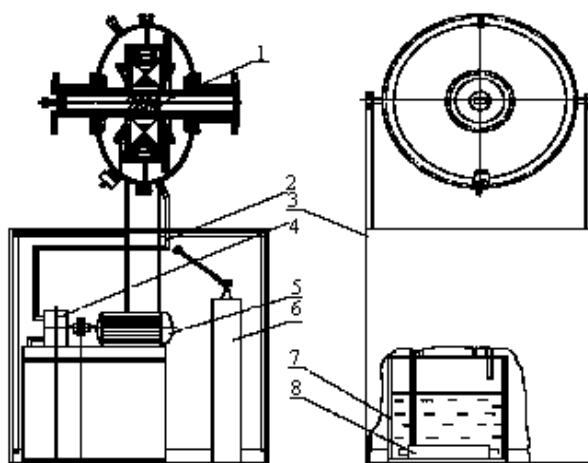


Рис. 2.23 – Електромагнітний апарат для виготовлення композицій:
1 – корпус реактора; 2 – шланг; 3 – корпус; 4 – насос; 5 – електродвигун;
6 – конденсатор; 7 – бак; 8 – холодильник

Таблетування. Процес таблетування здійснювали за допомогою гідравлічного пресу ПСУ-50. При виготовленні виробу, заготовку, яка відповідає йому за формою та розмірами, враховували, що розміри при розпресуванні із форми збільшувались приблизно на 0,5–1% у порівнянні з розмірами форми, в якій проводилось таблетування.

Сушка. Перед формуванням поліамід фенілон С-2 ретельно висушували. Переробка не висушеного фенілону погіршує його міцнісні показники, призводить до утворення поверхневих дефектів (раковин, пазирів і т. ін.). Сушіння відтаблетованих заготівель проводилась у термошафі SPT-200 протягом 2-3 годин за температури 473–523 К. Сушіння здійснювали таким чином, щоб таблетки з термошафи одразу ж завантажувались у прес-форму, нагріту до 523 К.

Формування. Після завантаження заготівель у прес-форму, її починали змикати до дотику пуансону з таблеткою. Потім матеріал нагрівали до 598 К та витримували без тиску 10 хвилин, після чого тиск збільшували до 50 МПа, за такої температури та тиску матеріал витримували 5 хвилин. Далі виріб охолоджували під тиском до температури 523 К та виштовхували з прес-форми. Готові вироби піддавали механічній обробці, що головним чином полягала в зачистці виробів – видаленні облою. При необхідності за допомогою різних методів обробки можна змінювати форму виробів, підвищувати точність розмірів.

Вивчення впливу технологічних параметрів виготовлення композицій в сухому вигляді

Найчастіше серед численних методів введення волокна в полімер виділяють три найбільш прийнятних [5]:

– отримання гранул армованого матеріалу на екструдері зі спеціальною голівкою, пристосованою для протяжки волокна, з наступним виготовленням зразка з грануляту на ливарній машині з предпластикатором;

– введення в бункер ливарної машини суміші різаного волокна і гранул або порошку полімерів з одержанням виробів безпосередньо із цієї суміші. Кожен з цих способів має переваги і недоліки. При переробці за першим способом волокна не потребують попередньої підготовки, але полімер двічі під-

дається впливу високих температур. У другому методі виключений цей недолік, однак великі труднощі виникають при отриманні рубленого волокна через його високу гнучкість. Тому волокно необхідно попередньо просочити розчином полімеру для надання йому жорсткості і поліпшення адгезійної здатності до армованого термопласту [6];

– отримання композитів шляхом змішування компонентів в розчиннику [7]. Однак цей спосіб відрізняється значною трудомісткістю і тривалістю: приготовлену композицію відмивають від розчинника й піддають сушці, спочатку на повітрі, потім під вакуумом при температурі 393 К. Операція відмивання розчинника обумовлена тим, що його присутність в полімерній композиції навіть в невеликих кількостях різко знижує міцнісні властивості готового виробу. У свою чергу, необхідність сушки суміші під вакуумом ускладнює технологічний процес і використовуване устаткування.

З метою усунення зазначених вище недоліків, властивих традиційним методам введення волокна в полімер, нами розроблено спосіб змішування полімерів з волокнами в сухому вигляді [8, 9].

Відомо, що в вихровому шарі феромагнітних часток протягом короткого часу можна досягти якісного змішування армуючих волокон з полімером [10].

Реагуючі речовини, що проходять через вихровий шар феромагнітних часток, піддаються впливу різних фізичних явищ, таких як: магнітна обробка, акустичні коливання, електризація, електроіскровий розряд, удар і механічне перемішування [11–14]. Інтенсивний рух феромагнітних часток у вихровому шарі, акустичні коливання середовища, кавітація, швидкозмінні за величиною і напрямком електромагнітні поля, різниця потенціалів, що виникає на поверхні металу, призводять до прискорення багатьох хімічних і фізичних процесів [9, 15].

До основних переваг електромагнітних апаратів відносяться:

- можливість інтенсивного перемішування і диспергування реагуючих речовин, як під тиском, так і у вакуумі;
- ведення технологічних процесів безперервно і з високим ступенем автоматизації;
- невеликі витрати потужності при великій продуктивності і малих габаритних розмірах;
- простота конструкції, зручність обслуговування і монтажу [16].

Теоретичні основи апаратів з обертальним електромагнітним полем

Відомо, що на феромагнетик, поміщений в електромагнітне поле, діють сили і моменти, обумовлені взаємодією зовнішнього і наведеного магнітних полів [17]. У загальному вигляді електродинаміка має у своєму розпорядженні диференціальні рівняння для визначення необхідних силових факторів. Завдання полягає у вирішенні цих рівнянь для кожного конкретного випадку.

Для визначення сил і моментів, що діють на феромагнітну частку в обертальному електромагнітному полі, Д.Д. Логвиненко представив її як магнітний диполь [18], в результаті чого отримав момент, що обертає частку у вигляді:

$$M_{\text{вр.}} = M \cdot H \cdot \sin\varphi, \quad (2.2)$$

де: M – магнітний момент частки; φ – кут між вектором магнітного моменту частки, що збігається з її найбільшою віссю і вектором напруженості магнітного поля.

Отримані авторами [18, 19] залежності показують, що сили, що діють на феромагнітну частку в обертальному електромагнітному полі, залежать від розмірів часток і діаметра розточки генератора, а також його конструкції.

Статистична обробка великої кількості експериментальних даних дозволила виявити, що радіальна і тангенціальна складові швидкості руху феромагнітної частки підпорядковані нормальному закону розподілу. Напрямок вектора радіальної складової швидкості частки рівноімовірний, тангенціальна складова швидкості переважно спрямована в бік обертання поля, тобто має місце обертання всього шару в цілому [18].

Рух феромагнітних часток у вихровому шарі можливий тільки до певного ступеня заповнення робочої зони камери цими частками, при якому всі частки одночасно припиняють рух, утворюючи ряд паралельно розташованих дисків. Критерієм оцінки умов припинення руху феромагнітних часток може служити критичний коефіцієнт заповнення робочого об'єму камери цими частками [20]. Експерименти показують, що в загальному випадку критичний

коефіцієнт $K_{кр.}$ залежить від багатьох факторів:

$$K_{кр.} = f\left(\chi, \frac{l}{d}, V, \omega, \eta, \rho, H, \rho_{\chi}, I_{\chi}\right), \quad (2.3)$$

де: χ – магнітна сприйнятливність матеріалу часток; $\frac{l}{d}$ – параметричний критерій подібності (l – довжина, d – діаметр частки); V – об’єм окремої частки; ω – кутова швидкість магнітного поля; H – напруженість магнітного поля; η – в’язкість середовища; ρ – густина середовища; ρ_{χ} – густина матеріалу часток; I_{χ} – момент інерції частки.

Наприклад, крива, що представляє залежність $K_{кр.}$ від C/d у повітрі для нікелевих часток діаметром 2 мм, може бути описана наступним чином:

$$\text{в інтервалі } 0 \leq K_{кр.} \leq K_{кр. max} \quad K_{кр.} = -0,022 + 0,032l/d \quad (2.4)$$

$$\text{поза цим інтервалом } K_{кр.} = 14,202 - 0,942l/d + 0,020(l/d)^2 \quad (2.5)$$

Користуючись наведеними виразами, можна знайти $K_{кр.}$ для будь-якої довжини частки, що застосовуються для ведення того чи іншого процесу в апараті. Для значення критичного коефіцієнта завантаження $K_{кр.}$, можна розрахувати відповідну цьому коефіцієнту кількість феромагнітних елементів $N_{кр.}$ в шарі, маючи на увазі вираз:

$$K_{кр.} = \frac{n_{кр.} \cdot d^2 l}{d^2 \cdot l}, \quad (2.6)$$

де: d – внутрішній діаметр робочої камери; l – довжина робочої зони.

Малі поверхні контакту при ударі і випадкове розташування точки удару відносно осі симетрії феромагнітних елементів, що зіштовхуються, сприяють тому, що навіть при невеликих швидкостях зіткнення розвиваються великі зусилля. Це може призвести до інтенсивного подрібнення речовин в зоні вихрового шару [17]. Подрібнення речовин, зокрема, армуючих волокон, що вкрай небажано, може відбутися за рахунок вільного удару їх об феромагнітний елемент або за рахунок обмеженого удару між двома феромагнітними елементами. У першому випадку для того, щоб зруйнувалося волокно необхідно, щоб його швидкість відповідно феромагнітних елементів була достат-

ньою для його руйнування, тобто одноразове руйнування волокна відбувається тільки в тому випадку, якщо величина кінетичної енергії ΔT , витраченої на подолання внутрішніх сил зчеплення, перевищує необхідну для одноразового руйнування величину роботи:

$$A_p = \frac{\sigma_p^2 V}{2E} = \frac{\sigma_p^2 m}{2E\gamma}, \quad (2.7)$$

де: σ_p – границя міцності при стисканні; m – маса часток; γ – густина волокна; E – модуль пружності волокна; V – об’єм волокнистої частки.

Визначення оптимальних режимів змішування полімерів і волокнистих наповнювачів

Під час попередніх досліджень [21] по визначенню оптимальних режимів процесу змішування, таких як: вибір форми і розмірів феромагнітних часток, що забезпечують якісне змішування, без деструкції полімерів і волокон, що в них вводяться; визначення величини електромагнітної індукції обертального електромагнітного поля, що забезпечує стійкий режим роботи вихрового шару феромагнітних часток без деструкції полімерів і волокон, що в них вводяться; визначення оптимального вмісту феромагнітних часток в об’ємі, зайнятого електромагнітним полем була змонтована експериментальна установка, схема якої представлена на рис. 2.24.

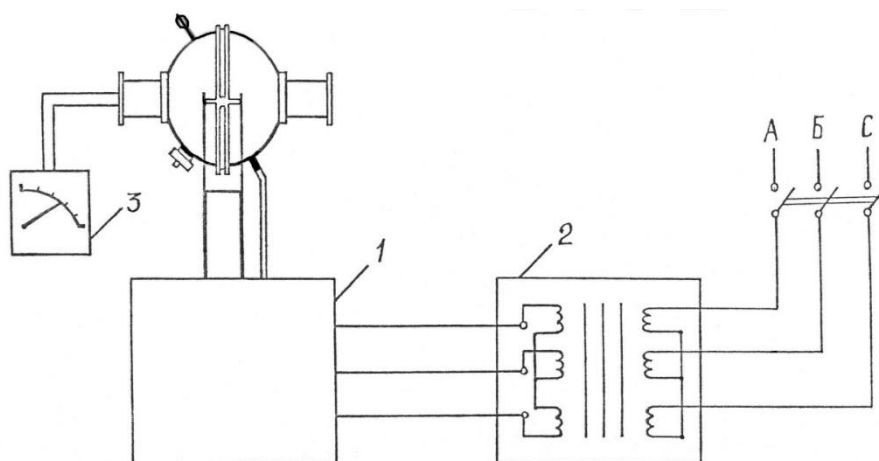


Рис. 2.24 – Схема експериментальної установки для визначення оптимальних режимів змішування полімерних в'язучих і волокнистих наповнювачів

Вона складається з електромагнітного апарату 1, трифазного трансформатора 2 і тесламіру 3, призначеного для контролю величини електромагнітної індукції в реакторі апарату.

В результаті проведеної роботи [21] встановлено наступне:

– як робочий орган в електромагнітному апараті з вихровим шаром феромагнітних часток, призначеного для змішування полімерів з армуючими волокнами, слід застосовувати нерівноосні феромагнітні частки з параметром $l/d = 4-5$;

– величина електромагнітної індукції оберտального електромагнітного поля повинна бути в межах 0,08–0,12 Тл.

Надалі всі експериментальні роботи проводилися при обраних вище режимних параметрах апарату. При зазначених параметрах апарату експериментально визначено час змішування композицій, що становить від 5 до 300 секунд, в залежності від складу композиції.

На сьогоднішній час за недостатньої кількості знань механізмів протікання процесів формування виробів із вуглепластиків стає доцільним використання методів математичного планування експерименту, які дозволяють адекватно описувати досліджувані процеси. Для оптимізації процесу формування необхідно визначитися з вибором цільової функції і параметрів оптимізації.

Так при дослідженні впливу режимів обробки сумішей в обертальному електромагнітному полі та температури переробки в готові вироби застосовували математичне планування експерименту, а в якості параметру оптимізації було обрано ударну в'язкість вуглепластиків.

Вплив цих факторів досліджували за загальною схемою при трьох рівнях кожного з них. Для спрощення розрахунків, фактичні значення температури переробки, часу обробки сумішей в обертальному електромагнітному полі та довжини феромагнітних часток перетворювали в умовні одиниці. Значення змінних встановлювали таким чином, щоб при переведенні в умовний масштаб вони відповідали: -1 ; 0 ; $+1$ (табл. 2.17).

Таблиця 2.17 – Основні параметри приготування сумішей в обертальному електромагнітному полі та переробки композицій

Показник	Факт	Крок	Значення рівнів змінних		
			-1	0	1
Температура переробки, К	x_1	5	593	598	603
Час обробки в обертальному електромагнітному полі, с	x_2	55	5	60	115
Довжина феромагнітних часток, мм	x_3	20	20	40	60

Коефіцієнти рівняння для трьох змінних розраховували за результатами двадцяти семи експериментів на основі плану Бокса-Бенкена (табл. 2.18)

Рівняння має наступний загальний вигляд:

$$a = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{11}x_1^2 + b_{22}x_2^2 + b_{33}x_3^2 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3$$

де: a – властивість, що досліджується (ударна в'язкість); $b_0, b_1, b_2, b_3, b_{11}, b_{22}, b_{33}, b_{12}, b_{13}, b_{23}$ – коефіцієнти рівняння; x_1, x_2, x_3 – відповідно температура переробки сумішей, час обробки сумішей в ОЕП та довжина феромагнітних часток, фактичні значення яких при постановці досліду наведені в таблиці 2.18.

Використовуючи прикладний пакет програм «STATISTICA 10», визначено коефіцієнти рівняння:

$$b_0 = 7,4988; \quad b_1 = -0,0913; \quad b_2 = -1,3712; \quad b_3 = -1,2522; \quad b_{11} = 0,3447; \\ b_{22} = 1,4420; \quad b_{33} = 1,6057; \quad b_{12} = -0,0217; \quad b_{13} = -0,0142; \quad b_{23} = -0,2683.$$

Отримане рівняння для розрахунку має вигляд:

$$y = 7,4988 - 0,0913x_1 - 1,3712x_2 - 1,2522x_3 + 0,3447x_1^2 + 1,4420x_2^2 + 1,6057x_3^2 - \\ - 0,0217x_1x_2 - 0,0142x_1x_3 - 0,2683x_2x_3$$

Перевірку статистичної значущості коефіцієнтів рівняння регресії $b_0, b_1, b_2, b_3, b_{12}, b_{13}, b_{23}$ оцінювали на основі обчислювання довірчих інтервалів, враховуючи дисперсію, що характеризує похибки визначення коефіцієнтів рівняння. Сам же довірчий інтервал розраховували за критерієм Стьюдента, заданого згідно прийнятим ступеням свободи (f_1, f_2) і рівнем значимості (0,95).

Таблиця 2.18 – Схема планування експерименту трьох компонентів

№ експерименту	Значення параметру						а, кДж/м ²
	Умовних одиниць			Реальне значення			
	x ₁	x ₂	x ₃	T, К	t _{обр} , с	l _{ФЧ} , мм	
1	2	3	4	5	6	7	8
1	-1	-1	-1	593	5	20	8,18
2	-1	-1	0	593	5	40	9,03
3	-1	-1	1	593	5	60	6,28
4	-1	0	-1	593	60	20	8,52
5	-1	0	0	593	60	40	13,32
6	-1	0	1	593	60	60	6,02
7	-1	1	-1	593	115	20	6,21
8	-1	1	0	593	115	40	6,48
9	-1	1	1	593	115	60	3,12
10	0	-1	-1	598	5	20	8,46
11	0	-1	0	598	5	40	10,00
12	0	-1	1	598	5	60	6,53
13	0	0	-1	598	60	20	8,57
14	0	0	0	598	60	40	16,50
15	0	0	1	598	60	60	6,24
16	0	1	-1	598	115	20	6,40
17	0	1	0	598	115	40	6,51
18	0	1	1	598	115	60	3,34
19	1	-1	-1	603	5	20	8,31
20	1	-1	0	603	5	40	8,87
21	1	-1	1	603	5	60	6,12
22	1	0	-1	603	60	20	8,49
23	1	0	0	603	60	40	12,28
24	1	0	1	603	60	60	6,11
25	1	1	-1	603	115	20	6,12
26	1	1	0	603	115	40	6,21
27	1	1	1	603	115	60	3,03

Критичне значення $t_{кр}$ вибирали для числа ступенів свободи $N(n - 1) = 54$ і для прийнятого рівня значущості 0,95. Прийнято вважати, що коефіцієнт регресії значимий, якщо виконується умова: $t_{кр} < t$.

Незначимі коефіцієнти виключили з рівняння регресії, після чого воно набуло наступного вигляду:

$$y = 7,4988 - 1,3712x_2 - 1,2522x_3 + 0,3447x_1^2 + 1,4420x_2^2 + 1,6057x_3^2 - 0,2683x_2x_3$$

Визначено значення критерію Фішера для надійності $P = 0,95 - 1,56$. Так як $F = 1,56 < F_{табл} = 3,59$; отримане рівняння регресії другого порядку адекватно відтворює результати експерименту.

Таким чином, за допомогою методу математичного планування експерименту, де параметром оптимізації було обрано ударну в'язкість ВП, було одержано рівняння регресії представлене у вигляді полінома другого порядку. Для встановлення впливу факторів на величину ударної в'язкості проведено дослідження та одержані дані наведені в таблиці 2.19. На основі приведених результатів побудовано поверхні відгуку (рис. 2.25–2.27).

Таблиця 2.19 – Вплив температури, часу обробки в обертальному електромагнітному полі та довжини феромагнітних часток на величину ударної в'язкості

$I_{ФЧ} = 40$ мм		a_n , кДж/м ²	$t_{обр} = 60$ с		a_n , кДж/м ²	$T = 598$ К		a_n , кДж/м ²
T, К	$t_{обр}$, с		T, К	$I_{ФЧ}$, мм		$t_{обр}$, с	$I_{ФЧ}$, мм	
593	5	9,03	593	20	8,52	5	20	8,46
593	60	13,32	593	40	13,32	5	40	10,00
593	115	6,48	593	60	6,02	5	60	6,53
598	5	10,00	598	20	8,57	60	20	8,57
598	60	16,50	598	40	16,50	60	40	16,50
598	115	6,51	598	60	6,24	60	60	6,24
603	5	8,87	603	20	8,49	120	20	6,40
603	60	12,28	603	40	12,28	120	40	6,51
603	115	6,21	603	60	6,11	120	60	3,34

Примітка: $I_{ФЧ}$ – довжина феромагнітних часток; $t_{обр}$ – час обробки; a_n – ударна в'язкість

Користуючись одержаними рівняннями та даними наведеними в табл. 2.19 будували графіки залежності $a_n = f(T, t_{обр})$ при $l_{ФЧ} = 40$ мм, $a_n = f(T, l_{ФЧ})$ при $t_{обр} = 60$ с, $a_n = f(t_{обр}, l_{ФЧ})$ при $T = 598$ К (рис. 2.25–2.27).

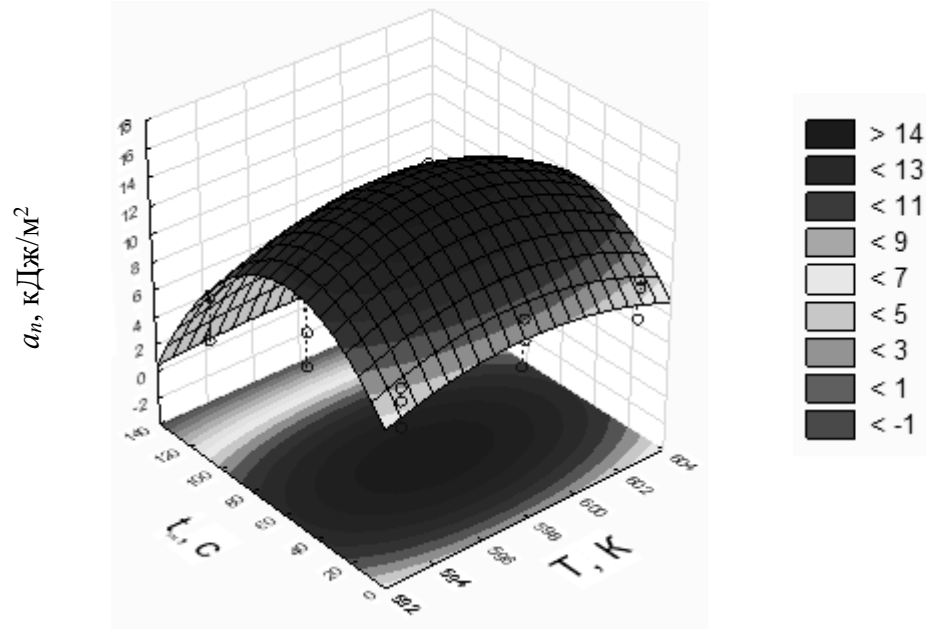


Рис. 2.25 – Залежність ударної в’язкості від температури переробки та часу обробки сумішей в обертовому електромагнітному полі при довжині феромагнітних часток 40 мм

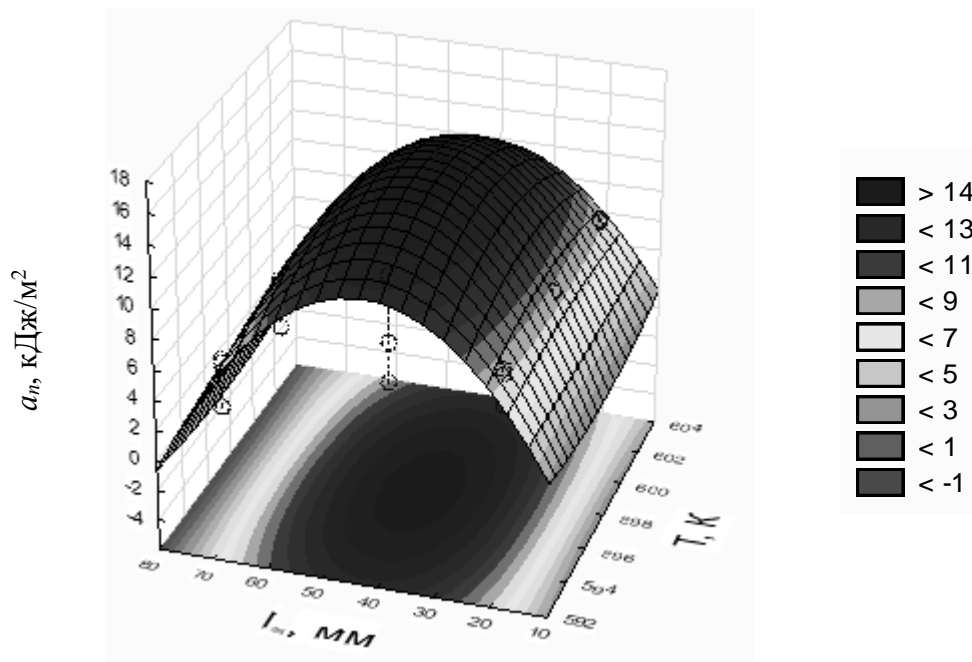


Рис. 2.26 – Залежність ударної в’язкості від температури переробки та довжини феромагнітних часток при температурі обробки 60 с

Дані рисунків 2.25 та 2.26 дозволяють зробити висновок, що суттєвий вплив на величину ударної в'язкості має час обробки сумішей в ОЕП та довжина феромагнітних часток, в той час, як температура впливає не значно

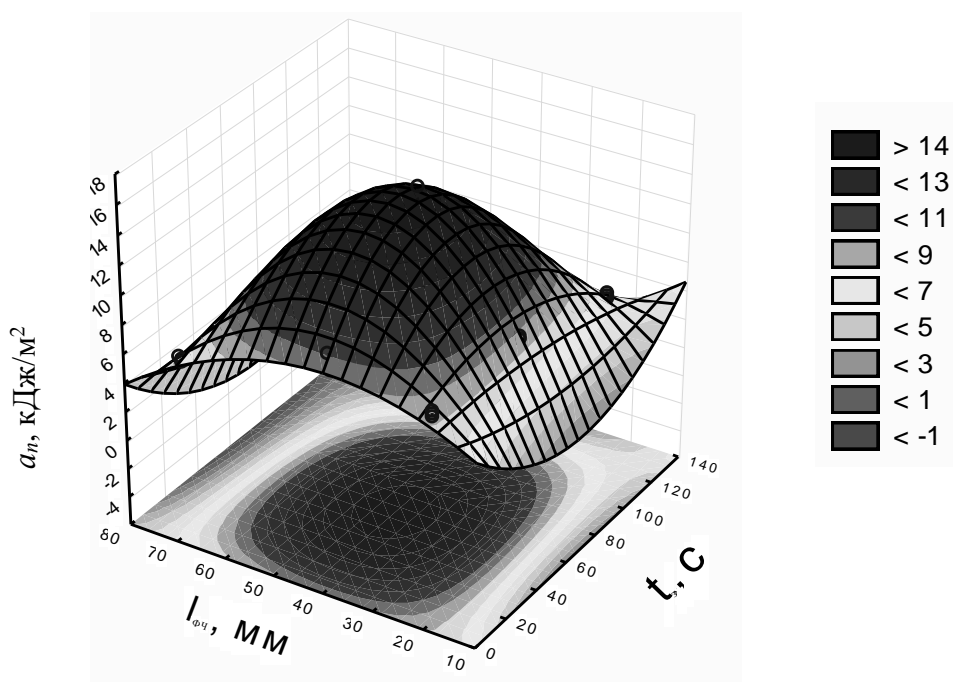


Рис. 2.27 – Залежність ударної в'язкості від часу обробки сумішей в довжині феромагнітних часток і довжини феромагнітних часток при $T = 598 \text{ К}$

Таким чином, отримані залежності (рис. 2.25–2.27) дозволяють оптимізувати параметри виготовлення зразків в обертальному електромагнітному полі та переробки їх в виробі. Для отримання виробів з найкращими значеннями ударної в'язкості оптимальний час обробки сумішей в ОЕП становить 60 с феромагнітними частками довжиною 40 мм при температурі подальшої переробки 598 К.

Оцінка рівності змішування компонентів

Щоб оцінити гомогенність суміші, отриманої в обертальному електромагнітному полі, ми вибрали статистичний метод [22, 23], що дозволяє значно скоротити необхідне для обчислення число проб. В цьому випадку з суміші, приготовленої шляхом змішування 83 мас. % ароматичного поліаміду і 17 мас. % ВВ в обертальному електромагнітному полі, відбирали 49 однакових проб, об'єм яких малий в порівнянні з об'ємом досліджуваної композиції.

При цьому доля волокна P в загальному об'ємі суміші складає 0,17. Вміст ВВ в кожній пробі в долях визначали за формулою:

$$n = \frac{m_2}{m_1}, \quad (2.8)$$

де: m_1 – маса проби, г; m_2 – маса ВВ в пробі, г.

Для визначення m_2 кожну пробу поміщали в суху колбу і заливали концентрованою сульфатною кислотою. Ретельно розмішували витримували її вміст при кімнатній температурі не менше 18 годин до повного розчинення полімерного в'язучого. Далі розчин поліаміду відсмоктували вакуумним насосом через пористу фільтруючу воронку в колбу Бунзена і промивали волокно, що залишилося на фільтрі дистильованою водою не менше 3 раз. Після цього волокно висувували в термошафі і зважували на аналітичних терезах (таблиця 2.20).

Таблиця 2.20 – Результати визначення вмісту вуглецевого волокна в пробах

номер проб	доля ВВ	номер проб	доля ВВ	номер проб	доля ВВ
1	0,157	18	0,167	35	0,174
2	0,158	19	0,168	36	0,174
3	0,158	20	0,168	37	0,175
4	0,160	21	0,168	38	0,175
5	0,161	22	0,169	39	0,177
6	0,162	23	0,169	40	0,177
7	0,162	24	0,169	41	0,178
8	0,163	25	0,170	42	0,178
9	0,163	26	0,170	43	0,179
10	0,164	27	0,171	44	0,179
11	0,164	28	0,171	45	0,181
12	0,164	29	0,171	46	0,182
13	0,165	30	0,172	47	0,182
14	0,165	31	0,172	48	0,183
15	0,166	32	0,173	49	0,185
16	0,166	33	0,173		
17	0,167	34	0,173		

Примітка: ВВ – вуглецеве волокно

Враховуючи те, що об'єм вихідної інформації N має більше 25 значень, для спрощення, подальших розрахунків складали статистичний ряд інформації. Кількість інтервалів статистичного ряду n визначали з рівняння: $n = \sqrt{N} = \sqrt{49} = 7$

Кількість інтервалів при цьому повинна знаходитись в межах 6–20. Величину одного інтервалу A визначали по рівнянню:

$$A = \frac{t_{\max} - t_{\min}}{n} = 0,004, \quad (2.9)$$

де: t_{\max}, t_{\min} – найбільше і найменше значення процентного вмісту ВВ в полімерній матриці.

Статистичний ряд інформації складали з чотирьох рядків в яких вказували кордони кожного інтервалу, кількість випадків (частота m_i) в кожному інтервалі, дослідну вірогідність появи ВВ в полімерній матриці в кожному інтервалі P_i (частота в долях одиниці), накопичену дослідну (інтегральну) вірогідність ΣP_i . Останню визначали як відношення числа випадків m_i розподілу ВВ в полімерній матриці в кожному інтервалі до повторної інформації N .

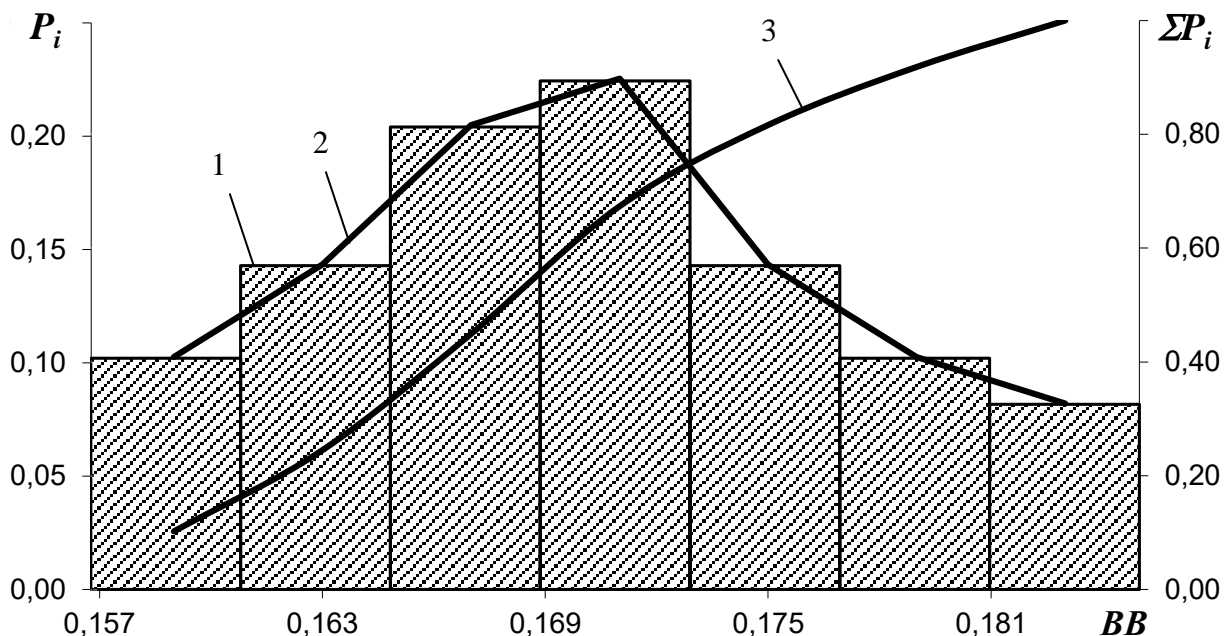


Рис. 2.28 – Схема обробки інформації про розподіл вуглецевого волокна в полімерній матриці: 1 – гістограма; 2 – полігон; 3 – інтегральна крива закону нормального розподілу

Щоб отримати повне уявлення про характер розподілу в полімерній матриці, будували гістограму (1), полігон (2), а також інтегральну (3) криві закону нормального розподілу вуглецевого волокна (рис. 2.28). Використовуючи статистичний ряд (табл. 2.21), методом сум [24] визначали середнє значення і середнє квадратичне відхилення \bar{t} але наступним рівнянням:

$$\bar{t} = t_c - \frac{AM_1}{N}, \quad (2.10)$$

$$\sigma = A \sqrt{\frac{M_2 - M_1 / N}{N}}. \quad (2.11)$$

де: A – значення одного інтервалу; t_c – середина того інтервалу, проти якого коштує прочерк в третій колонці табл. 2.21 (визначення \bar{t} і σ методом сум); M_1, M_2 – допоміжні коефіцієнти, значення яких розраховували по рівняннях [25]:

$$M_1 = K_1 - L_1 = 10;$$

$$M_2 = K_1 + L_1 + 2K_2 + 2L_2 = 146$$

Підставляючи значення A, t_c, M_1, M_2 в рівняння (2.10), (2.11), знаходимо, що $\bar{t} = 0,1702$ і $\sigma = 0,006899$. Грубу перевірку інформації про рівномірність розподілу ВВ проводили за правилом $\bar{t} \pm 3\sigma$ [25], тобто отримане розрахунковим дорогою середні значення \bar{t} послідовно зменшували і збільшували на 3σ . Оскільки крайні точки 0,162 і 0,185 (табл. 2.21) не виходять за нижню (0,1495) і верхню (0,1909) межі, то всі точки інформації дійсні. Точніше перевірку як крайніх, так і інших суміжних точок, наведених в табл. 2.21, здійснювали по критерію Ірвіна λ . Фактичне значення критерію λ_{on} визначають по рівнянню [25]:

$$\lambda_{on} = 1/\sigma(t_i - t_{i-1}), \quad (2.12)$$

де: t_i, t_{i-1} – суміжні точки інформації.

Для найменшої і найбільшої точок інформації значення λ_{on} відповідно рівні 0,145 і 0,289. Порівняння табульованого [24] і експериментального значення критерію λ_{on} при $N=49$ дозволяє стверджувати, що перша ($\lambda_{on} = 0,9 < \lambda_T < 1,1$) і остання ($\lambda_{on} = 0,11 < \lambda_T < 1,2$) точки інформації є достовірними і їх слід враховувати при подальших розрахунках.

Таблиця 2.21 – Розраховані показники сукупності

i	n_i	n_i^{\cdot}	$n_i - n_i^{\cdot}$	$(n_i - n_i^{\cdot})^2$	$(n_i - n_i^{\cdot})^2 / n_i^{\cdot}$	n_i^2	n_i^2 / n_i^{\cdot}
1	5	4,4737	0,5263	0,2770	0,0619	25	5,588
2	7	6,5709	0,4291	0,1841	0,0280	49	7,457
3	10	10,0695	-0,0695	0,0048	0,00048	100	9,931
4	11	11,1083	-0,1083	0,0117	0,00106	121	10,893
5	7	8,8347	-1,8347	3,3661	0,38101	49	5,546
6	9	7,9429	1,0571	1,1175	0,14069	81	10,198
Σ	49		–		$\chi^2_{сност} = 0,613$	–	49,613

Щоб об'єктивно порівняти середнє значення \bar{t} і статистичну дисперсію σ , отриманих експериментально, використовували послідовні статистичні випробування, за результатами яких вирішували, чи є відмінності величин, що порівнюється невід'ємною властивістю даної системи або вони виникли випадково. Перевірку гіпотези про нормальний розподіл генеральної сукупності за нашими спостереженнями $\chi^2_{сност}$ проводили за критерієм Пірсона [20].

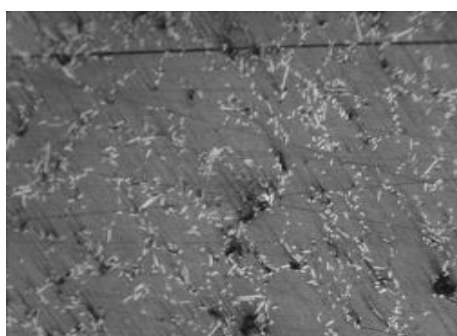
$$\chi^2_{сност} = \sum \left[\frac{(n_i^2 - n_i')}{n_i'} \right]. \quad (2.13)$$

де: n_i' – теоретична частота: $n_i' = n \cdot P_i$; n – об'єм вибірки (сума всіх частот); $P_i = \Phi_{(z+1)} - \Phi_{(z)}$ – вірогідність попадання X в інтервали (x_i, x_{i+1}) ; $\Phi_{(z)}$ – функція Лапласа [24, додаток 2]. З метою перевірки правильності обчислень проводимо контроль: $\chi^2_{сност} = \sum (n_i^2 / n_i') - n = 49,613 - 49 = 0,613$.

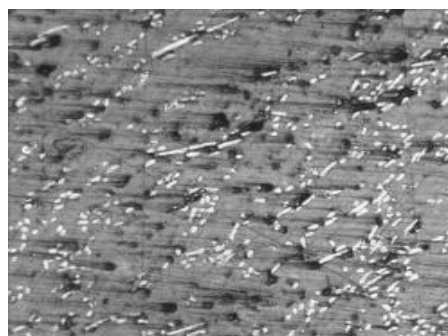
Користуючись допоміжною табл. 2.21, знаходимо, що експериментальне значення критерію $\chi^2_{сност}$ дорівнює 0,613. За таблицею критичних точок розподілення $\chi^2_{кр}$ [24, додаток 5], та рівнем значимості $\alpha = 0,05$ і числом ступенів

свободи $K = S - 3$, де S – число інтервалів, знаходимо критичну точку критичної області $\chi_{кр}^2(0,05;3) = 7,8$. Оскільки $\chi_{спост}^2 < \chi_{кр}^2$ немає підстав відкинути гіпотезу про нормальний розподіл генеральної сукупності, іншими словами, емпіричні і теоретичні частоти розрізняються незначимо.

Звідси витікає, що методом змішування волокна і полімеру в обертальному електромагнітному полі, ми отримуємо гомогенну суміш, в якій ВВ знаходяться в повному безладі, тобто розподілені хаотично (рис. 2.29).



a



б

Рис. 2.29 – Характер розподілу волокна в полімерній матриці при збільшенні:
a – $\times 100$; *б* – $\times 250$

Останнє, як відомо, забезпечує отримання армованих пластиків з високими і стабільними властивостями.

Дослідження властивостей вуглепластиків, отриманих в обертальному електромагнітному полі

Для вибору оптимальних розмірів феромагнітних часток (ФЧ) та часу обробки композицій в обертальному електромагнітному полі ($t_{обр}$) використовували феромагнітні частки діаметром 2 мм та довжиною 20, 40 та 70 мм, а час обробки в обертальному електромагнітному полі ($t_{обр}$) – 5, 10, 20, 30, 60, 120, 180, 240 та 300 с [21]. З виготовлених таким чином композицій феромагнітні частки вилучались за допомогою магнітної та механічної сепарації після чого методом компресійного пресування виготовляли зразки для дослідів.

ІЧ-спектроскопія. Враховуючи те, що міжмолекулярна взаємодія на межі розподілу фаз фенілон С-2 – углен-9 відноситься до головних факторів, що визначають експлуатаційні характеристики вуглепластиків, нами прове-

дено дослідження структурних перетворень на молекулярному рівні методом ІЧ-спектроскопії [26]. ІЧ-спектральне дослідження проведено для зразків чистого фенілону С-2, (рис. 2.30, крива 1), углену-9 (рис. 2.31, крива 4), зразків вуглепластиків, виготовлених із композицій, отриманих сухим змішуванням в обертальному електромагнітному полі феромагнітними частинками різної довжини ($l_{\text{ФЧ}} = 20$ мм – крива 2, $l_{\text{ФЧ}} = 40$ мм – крива 3, $l_{\text{ФЧ}} = 70$ мм – крива 4, рис. 2.30) протягом 20 с за умови магнітної сепарації та $l_{\text{ФЧ}} = 40$ мм $t_{\text{обр.}} = 120$ с – крива 3 за умови магнітної сепарації ФЧ, та за умови механічної сепарації – для ФЧ з довжиною 40 мм – крива 2 (рис. 2.31).

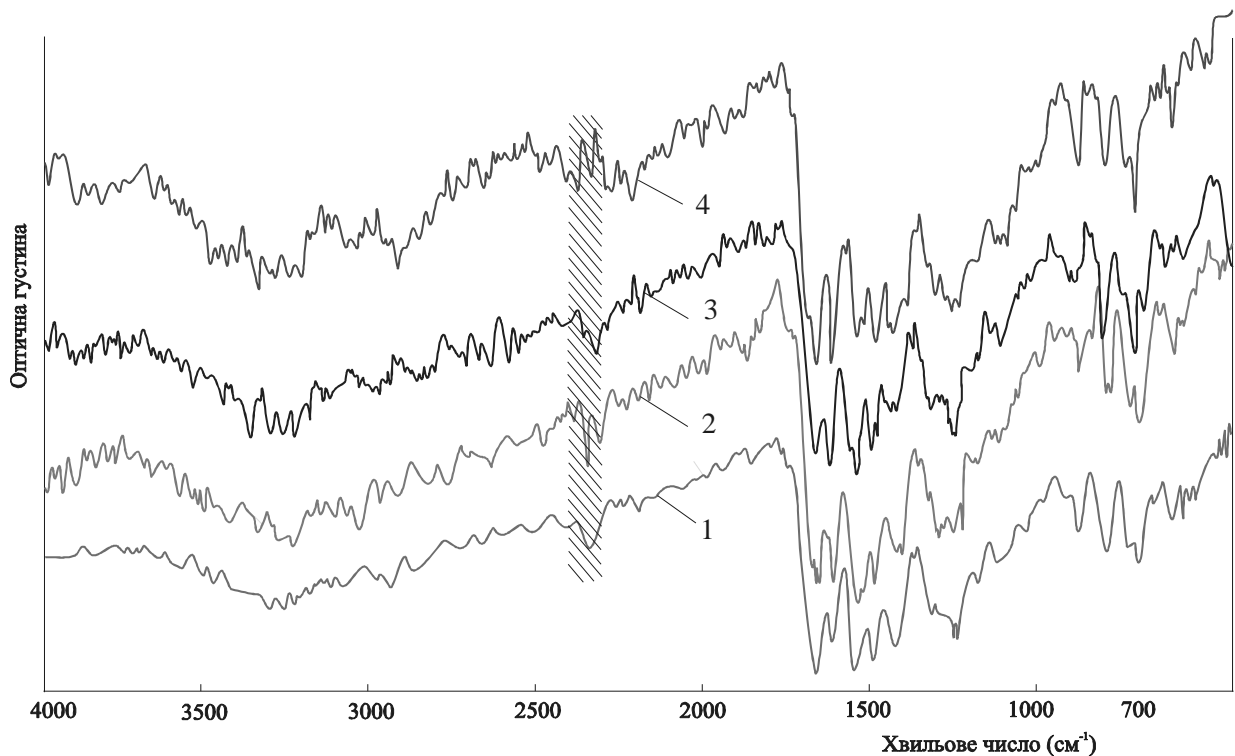


Рис. 2.30 – ІЧ спектри чистого фенілону С-2, (крива 1) та зразків вуглепластиків, виготовлених із композицій, отриманих сухим змішуванням в обертальному електромагнітному полі феромагнітними частками різної довжини ($l_{\text{ФЧ}} = 20$ мм – крива 2, $l_{\text{ФЧ}} = 40$ мм – крива 3, $l_{\text{ФЧ}} = 70$ мм – крива 4) протягом 20 с за умови магнітної сепарації

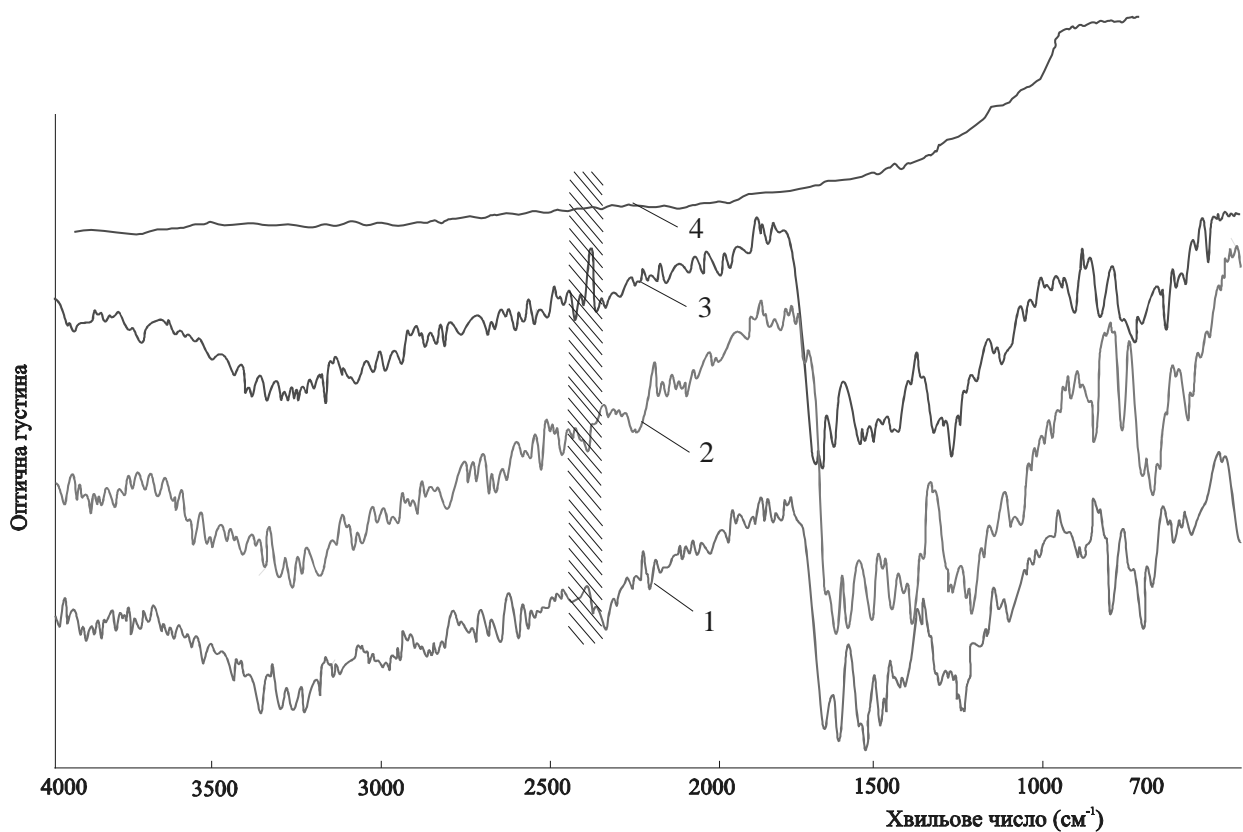


Рис. 2.31 – ІЧ спектри зразків ВП, виготовлених із композицій, отриманих сухим змішуванням в ОЕП феромагнітними частками $l_{\text{ФЧ}} = 40 \text{ мм}$ $t_{\text{обр.}} = 20 \text{ с}$ механічна сепарація ФЧ (крива 1), $t_{\text{обр.}} = 20 \text{ с}$ механічна сепарація (крива 2), $t_{\text{обр.}} = 120 \text{ с}$ магнітна сепарація ФЧ (крива 3), ІЧ-спектр волокна углен-9 (крива 4)

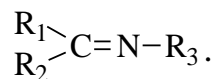
Інтерпретація спектрів вихідного фенілону, углену-9 та вуглепластиків за умови: довжина ФЧ дорівнює 20, 40, 70 мм, $t_{\text{обр.}} = 20 \text{ с}$ дозволяє зробити наступні висновки:

1. У чистому фенілоні С-2 присутні як міжмолекулярні водневі зв'язки (смуги $3300\text{--}3000 \text{ см}^{-1}$) з тонкою структурою, так й внутрішньомолекулярні водневі зв'язки (смуги при $3500\text{--}3200 \text{ см}^{-1}$). Крім того, фенілон містить амонійний (четвертинний азот), амонієвий йон (смуги $1411, 2260, 2227 \text{ см}^{-1}$) $\text{R}_2\text{C}=\overset{\oplus}{\text{N}}\text{<H}$ або ізоціанатні групи $=\text{C}=\text{O}$, карбоксильні групи в *m*- та *n*- положеннях ($540\text{--}522 \text{ см}^{-1}, 507 \text{ см}^{-1}$), а також є домішки монозаміщених бензолу.

2. В углені-9 містяться великі фрагменти π -електронної делокалізованої хмари, алканові, алкенові та алкінові фрагменти.

3. При виготовленні композицій в обертальному електромагнітному полі з ФЧ різної довжини $l_{\text{ФЧ}} = 20, 40$ й 70 мм при змішуванні протягом 20 с

й механічній сепарації руйнуються: π -електронна хмара углену-9, міжмолекулярні й внутрішньомолекулярні водневі зв'язки за оксогрупою (зникає $\nu_{(C=O)}=1608 \text{ см}^{-1}$, характерна для асоційованої групи); руйнується оксогрупа (при $l_{\text{ФЧ}}=20$ і 70мм), перетворюючись в



4. При використанні ФЧ з $l_{\text{ФЧ}} = 20$ мм руйнується й первинні структури фенілону С-2 й углену: з'являються смуги 880 й 2825 см^{-1} , характерні для $\nu_{(N-H)}$ в алкенах, підсилюється тонка структура в полімерній області $3400\text{--}3200 \text{ см}^{-1}$ й $3900\text{--}3500 \text{ см}^{-1}$ (комбінаційні смуги) з'являється $\nu_{(N-H)} = 2825 \text{ см}^{-1}$ й $\nu_{(C-N)} = 1286, 1270 \text{ см}^{-1}$, характерні для амінів $\nu_{(C-H)}$ – зв'язків, збільшується вміст четвертинного нітрогену – з'являється додаткова смуга 1405 см^{-1} .

5. При застосуванні $l_{\text{ФЧ}} = 70$ мм оксогрупа повністю зникає, перебігають процеси окислення фенілону до $R-O-N=O$ (транс-нітрити) $\nu=1680 \text{ см}^{-1}$ та відновлення углену-9: з'являються смуги $2850, 2950 \text{ см}^{-1}$, характерні для симетричних й асиметричних валентних коливань $\nu_{(CH_2)}$; $\delta_{(C-H)}$ при $C_{\text{SP}^3} = 1420 \text{ см}^{-1}$; з'являються також $\nu_{(C-N)} = 1280, 1260 - 1250 \text{ см}^{-1}$, характерні для вторинних амінів.

6. При застосуванні ФЧ з $l_{\text{ФЧ}}=40$ мм, $t_{\text{обр.}}=20$ с й за умови механічної сепарації також руйнуються водневі зв'язки, але оксогрупа зберігається у вільному стані, при цьому з'являються продукти її окислення до карбоксилат-йону $R-COO^-$: смуги $1600, 1420 \text{ см}^{-1}$ й димери карбонових кислот $1450, 1250, 880 \text{ см}^{-1}$. Можливе також окислення аміногруп фенілону до $R-N=O$ або $Ar-N=N-Ar$ (транс) та взаємодія з угленом-9 по типу $R-C\equiv N \leftrightarrow R-N\equiv C$ (утворення нітрилів й ізонітрилів), так як з'являються смуги 2277 й 2227 см^{-1} .

В углені-9 також перебігають процеси відновлення до $-CH_2-$: характерні коливання при $2970, 2870$ й 2840 см^{-1} .

7. При подовженні часу змішування до 120 с й механічній сепарації посилюється руйнування оксогруп й перетворенню їх в аміногрупи типу $\begin{array}{l} R_1 \\ \diagdown \\ C=N-R_3 \\ \diagup \\ R_2 \end{array}$ $\nu = 1680 \text{ см}^{-1}$, руйнування первинної структури фенілону за амідними зв'язками, відновлення амідних груп до амінних ($\nu_{(C-N)}$ в амінах $1290, 1270 \text{ см}^{-1}$), послідуєчою взаємодії до $\begin{array}{l} R_1 \\ \diagdown \\ N=NH-R_3 \\ \diagup \\ R_2 \end{array}$ ($\nu = 1637 \text{ см}^{-1}$).

В углені-9 порушується суцільна π -хмара (чітке розділення смуг в області 3740, 3940 cm^{-1}), з'являються локалізовані $-\text{C}=\text{CH}$ алкенові фрагменти: $\delta_{(\text{C}-\text{H})} = 815 \text{ cm}^{-1}$, $\nu_{(\text{C}=\text{CH})} = 1660 \text{ cm}^{-1}$; $\nu_{(\text{C}=\text{CH})} = 3020 \text{ cm}^{-1}$; відбувається взаємодія між зруйнованими амідними групами й угленом, можливо, з утворенням зв'язків типів $-\overset{\ominus}{\text{C}}\equiv\overset{\oplus}{\text{N}}-$ або $-\text{N}=\text{C}=\text{C}$: $\nu = 2260, 2210 \text{ cm}^{-1}$.

8. При застосуванні ФЧ з $l_{\text{ФЧ}}=40 \text{ мм}$, $t_{\text{обр.}}=20 \text{ с}$ й магнітній сепарації також відбувається руйнування первинної й інших структур фенілолу С-2 за амідною групою, відновлення їх до амінних груп (відсутні характерні коливання Амиду I, з'являються дуплет в області Амід II $\delta_{(\text{N}-\text{H})} = 1475 \text{ cm}^{-1}$ й $\nu_{(\text{C}-\text{N})} = 1280 \text{ cm}^{-1}$, характерний для амінів та зміщуються $\nu_{(\text{C}-\text{N})}$ Амиду II, III до 1526 cm^{-1} , й 1213 cm^{-1} , характерних для асоційованих амінів. Крім того, знову з'являється (на відміну від механічної сепарації для ФЧ з $l_{\text{ФЧ}}=40 \text{ мм}$ з $t_{\text{обр.}}=20 \text{ с}$) смуга $\nu = 1413 \text{ cm}^{-1}$, що характерна для четвертинного нітрогену $\text{>}\overset{\oplus}{\text{N}}\text{<}$. Наявність додаткових смуг при 3000 й 1625 cm^{-1} дають можливість зробити висновок, що утворюються групи по типу $\text{R}-\text{NH}_3^{\oplus}$, що також підтверджує поява триплету в області $3550\text{--}3520 \text{ cm}^{-1}$. Углен-9 підлягає частковому відновленню: $\nu_{(\text{C}-\text{H})} = 2910 \text{ cm}^{-1}$ при наявності густої тонкої структури в області $4000\text{--}3600 \text{ cm}^{-1}$. Дуже слабкі смуги при 2260 й 2210 cm^{-1} свідчать про незначну взаємодію між зміненим фенілоном й угленом-9 по типу $-\overset{\ominus}{\text{C}}\equiv\overset{\oplus}{\text{N}}-$ або $-\text{N}=\text{C}=\text{C}$.

Таким чином, встановлено, що при приготуванні композиції з фенілолу С-2 й углену-9 (15 мас. %) в ОЕП з участю ФЧ відбуваються процеси відновлення амідних зв'язків у фенілоні по оксогрупі, окислення її до карбоксилат-йону, часткове відновлення углену-9 й реалізація йонних і ковалентних взаємодій між наповнювачем й в'язучим при наступному пресуванні при температурі 598 К .

Мікроструктура. Армовані полімери відносяться до багатофазних матеріалів, а їх властивості суттєво залежать від міцності граничного шару і значним чинником при цьому є рівномірність розподілу армуючого волокна в полімерній матриці. Як показали дослідження мікроструктури вуглепластиків, при армуванні поліамідної матриці вуглецевими волокнами в сухому вигляді в обертальному електромагнітному полі вдається досягти рівномірного розподілу наповнювача в об'ємі полімерної матриці як при використанні магнітної так і механічної сепарації (рис. 2.32).

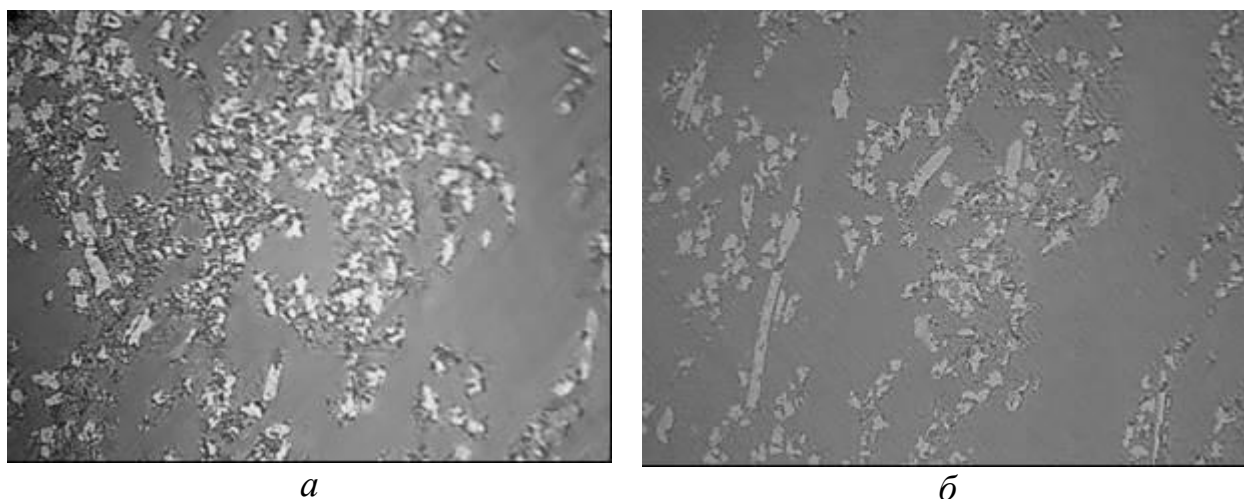


Рис. 2.32 – Мікроструктура вуглепластиків отриманих магнітною (*а*) та механічною (*б*) сепарацією: $\times 500$.

В роботі [23] показано, що величину фрактальної розмірності каркаса частинок наповнювача D_k для вуглепластиків на основі фенілону можна оцінити таким чином:

$$\nu_F = \frac{2,8}{2 + D_k}, \quad (2.14)$$

де ν_F – показник Флорі, пов'язаний з фрактальною розмірністю макромолекулярної клубка в розбавленому розчині D простим співвідношенням:

$$\nu_F = D^{-1}. \quad (2.15)$$

У свою чергу, величини D і фрактальної розмірності d_f конденсованого стану полімерів пов'язані між собою рівнянням:

$$d_f = 1,5D. \quad (2.16)$$

Розрахунок величини d_f був виконаний відповідно до рівняння:

$$d_f = (d - 1)(1 + \nu), \quad (2.17)$$

де: d – розмірність евклідового простору, в якому розглядається фрактал (очевидно, в нашому випадку $d = 3$); ν – коефіцієнт Пуассона, величину

якого можна оцінити за результатами механічних випробувань за допомогою співвідношення:

$$\frac{\sigma_T}{E} = \frac{1-2\nu}{6(1+\nu)}, \quad (2.18)$$

де: σ_T – межа плинності, E – модуль пружності.

Поєднання рівнянь (2.14) ÷ (2.18) дозволяє розрахувати величину D_k для вуглепластиків.

Відносну частку міжфазних областей φ_{mf} можна розрахувати:

$$\varphi_{mf} = 1 - \frac{\Delta C_p^k}{\Delta C_p^n}, \quad (2.19)$$

де: ΔC_p^k та ΔC_p^n – величини стрибка теплоємності при постійному тиску у температурі склування для композиту і матричного полімеру, відповідно.

Доведено, що величина φ_{mf} в полімерних композитах, наповнених короткими волокнами, визначається двома факторами: характером розподілу волокон наповнювача в полімерній матриці, які описуються розмірністю D_k , і структурою поверхні частинок (агрегатів частинок) наповнювача, яка характеризується розмірністю d_n . Рівняння (2.19) може бути використано для розрахунку величини φ_{mf} , оскільки розмірності D_k і d_n можуть бути визначені експериментально.

Структура вуглепластиків на основі фенілону є синергетичної системою, для якої керуючим параметром служить фактор орієнтації вуглецевих волокон η . Збільшення η призводить до зростання d_f і, відповідно до рівнянь (2.14) ÷ (2.16) – до підвищення D_k . Між параметрами η і D_k отримано наступне співвідношення:

$$\eta = 0,506(D_k - 2), \quad (2.20)$$

яке, після підстановки його в співвідношення (2.19), дозволяє отримати залежність φ_{mf} від η у вигляді:

$$\varphi_{mf} = 1,09\eta. \quad (2.21)$$

Тобто, відносна частка міжфазних областей в полімерних композитах, наповнених дисперсними частками або короткими волокнами, визначається двома структурними чинниками [27]: розподілом наповнювача в полімерній матриці і структурою його поверхні. Обидва зазначені чинники можуть бути охарактеризовані кількісно за допомогою відповідних фрактальних розмірностей. Отримано емпіричні рівняння, що дозволяють проводити розрахунок відносної частки міжфазних областей як функції зазначених розмірностей, а для вуглепластиків – як функції керуючого параметра.

Для термічного кластера [28] відносна частка областей локального порядку (кластерів) $\varphi_{кл}$, тобто, параметр порядку, пов'язана з температурами склування T_c і випробувань T наступним співвідношенням:

$$\varphi_{кл} = \left(\frac{T_c - T}{T_c} \right)^{\beta_T}, \quad (2.22)$$

Де індекс β_T не обов'язково дорівнює відповідному критичному індексу β в геометричних перколяційних моделях.

Також відомо, що критичні індекси β , ν і t перколяційного кластера (дорівнюють 0,4, 0,8 і 1,6, відповідно) є граничними значеннями для β_T , що вказують, яка структурна компонента композиту визначає його поведінку. При $\beta_T = \beta$ такою компонентою є кластери або, точніше, каркас перколяційної системи з кластерної сіткою. При $\beta < \beta_T < \nu$ поведінка композиту обумовлена сукупним впливом кластерів і рихлоупакованої матриці. При $\beta_T = \nu$ визначальною структурною компонентою буде рихлоупакована матриця, при $\beta_T = t$ – каркас частинок наповнювача а при $\nu < \beta_T < t$ спостерігається сукупний вплив двох останніх структурних компонент. Відзначимо, що під впливом каркаса частинок наповнювача має місце на увазі вплив сукупності міжфазних шарів полімер – наповнювач.

Величина $\varphi_{кл}$ може бути визначена наступним чином:

$$d_f = 3 - 6 \left(\frac{\varphi_{кл}}{SC_\infty} \right)^{1/2}, \quad (2.23)$$

де: S – площа поперечного перерізу макромолекули, C_∞ – характерис-

тичне відношення, яке є показником статичної гнучкості полімерного ланцюга. Для фенілону $S=17,6\text{\AA}^2$, $C_\infty=3$.

Частку рихлоупакованих областей $\varphi_{p.m.}$ полімерної матриці композиту розраховано:

$$\varphi_{p.m.} = 1 - \varphi_{кл} - \varphi_{мф} \cdot \quad (2.24)$$

Як відомо, величина β_T прямопропорційна фрактальній розмірності D ділянки ланцюга між кластерами, яка характеризує ступінь молекулярної рухливості в композитах. При невеликих значеннях D молекулярна рухливість сприяє формуванню кластерів, при значеннях D , що наближаються до 2 – формування рихлоупакованих областей, а при проміжних значеннях D в основному формуються міжфазні області. Отже, структура міжфазних областей за своїми характеристиками повинна бути проміжною між кластерами і рихлоупакованою матрицею.

Співвідношення між середньоквадратичною товщиною межфазного шару $l_{мф}$ і числом частинок N_i в ньому дається виразом:

$$l_{мф} \sim N_i^\varepsilon, \quad (2.25)$$

де: ε – показник, що дорівнює $\sim 1,7$ для механізму, контрольованого дифузиею, і $\sim 1,0$ – для ситуації де дифузійні процеси не відіграють будь якої значної ролі.

А показник ε можна визначити з рівняння:

$$\varepsilon = \frac{1}{1 - d - d_f^{мф}}, \quad (2.26)$$

де: d – розмірність евклідового простору в якому проглядається фрактал (очевидно в нашому випадку $d = 3$); $d_f^{мф}$ – фрактальна розмірність структури міжфазного шару, яку можна оцінити з рівняння (2.23) при заміні $\varphi_{кл}$ на $\varphi_{мф}$ і вважаючи $C_\infty=9$.

Таким чином [24], сумісне застосування моделі термічного кластера і фрактального аналізу дозволило з'ясувати механізми формування, особливості структури і конформації макромолекул в міжфазних областях вуглеплас-

тиків на основі фенілону, наповнених короткими вуглецевими волокнами. Оскільки основні параметри моделі (показник β_T) є функцією тривалості змішування компонентів в обертальному електромагнітному полі, то це дозволяє цілеспрямовано регулювати структуру та властивості міжфазних областей, і як наслідок, макроскопічні властивості композитів.

Теплофізичні властивості. Для визначення оптимального, з погляду рівномірного розподілу вуглецевого волокна по об'єму в'язучого, часу змішування було досліджено питому теплоємність (C_p) (рис. 2.33) і коефіцієнт теплопровідності (λ) відповідно на приладах ИТ-С-400 і ИТ- λ -400.

Ці показники дуже чутливо реагують на впорядкованість композитів, а отже на щільність упаковки макромолекул полімерного в'язучого і рівномірність розподілу компонентів в суміші [29, 30, 31].

Аналіз одержаних результатів підтверджується літературними даними [32], які свідчать, що чим вище рівномірність системи, тим повинна бути нижче питома теплоємність, оскільки теплоперенос в композитах в значній мірі залежить від ступеня впорядкованості структурних елементів і внутрішньомолекулярної рухливості макромолекул на межі розділу фаз в'язуче – волокно.

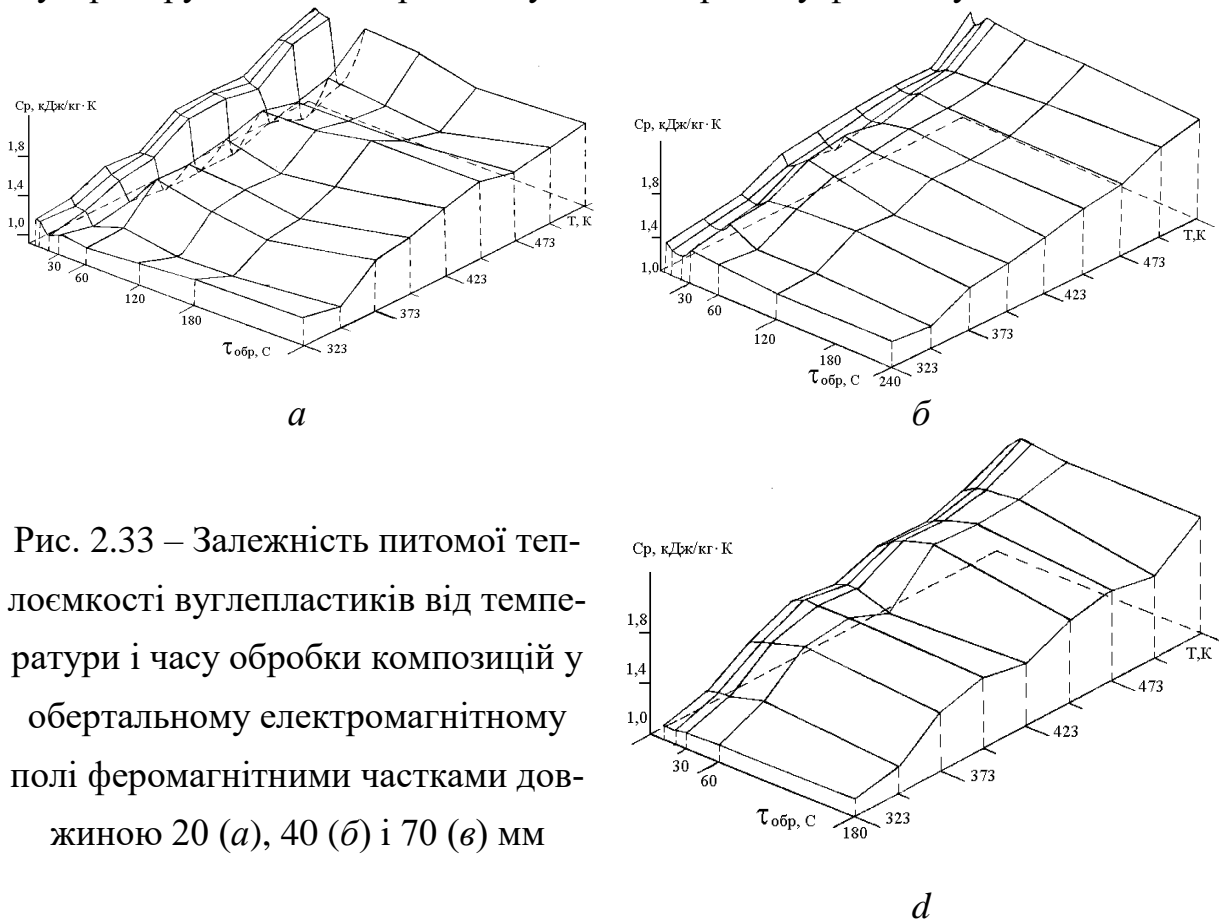


Рис. 2.33 – Залежність питомої теплоємності вуглепластиків від температури і часу обробки композицій у обертальному електромагнітному полі ферромагнітними частками довжиною 20 (а), 40 (б) і 70 (в) мм

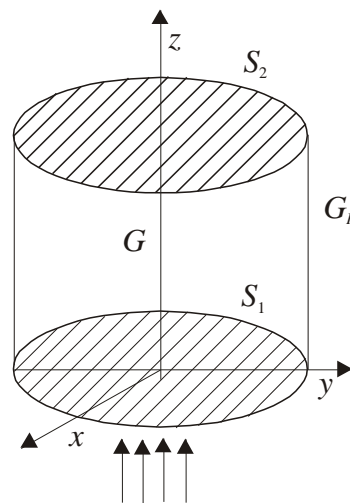
Коли компоненти суміші добре перемішані, різні фізичні параметри матеріалу можуть сильно змінюватися в просторі від однієї складової до іншої, мікроскопічна структура матеріалу стає дуже складною. Чисельні методи, які ґрунтуються на дискретизації, стають непридатні, так як крок дискретизації потрібно вибрати дуже малим відповідно до неоднорідності мікроскопічної структури матеріалу.

Теорія усереднення [33–34], наближено розглядає добре перемішаний композиційний матеріал, що складається з декількох дрібнозернистих компонент, як ідеальний усереднений матеріал з макроскопічної точки зору. Це дозволяє досліджувати проблему визначення фізичних параметрів матеріалу в термінах завдання усереднення, а не в термінах усередненого матеріалу.

Для цього вирішимо задачу усереднення для визначення коефіцієнта теплопровідності композиційного матеріалу, враховуючи коефіцієнти теплопровідності складових його компонент.

Розглянемо композиційний матеріал, складений з двох компонент. Будемо вважати компоненти суміші однорідними з коефіцієнтами теплопровідності $\lambda_1(T)$ і $\lambda_2(T)$, що залежать від температури. Композиційний матеріал розглядаємо як детерміновану періодичну структуру.

При визначенні коефіцієнта теплопровідності λ композитів розглядали майже стаціонарний процес теплопереносу в зразку циліндричної форми G радіуса R і висоти H . Тепловий потік спрямований знизу вгору вздовж осі Oz , а бічна циліндрична поверхня зразка теплоізолювана. Різниця температур на торцях S_1, S_2 невелика (схема справа).



Для опису процесу теплопередачі в зразку складемо математичну модель.

Нехай x, y, z – просторові координати, δ – позитивна величина, що характеризує періодичність мікроскопічної структури в просторі. Через $I=[0,1]^3$ позначимо одиничний куб в просторі R^3 , і будемо розглядати δ – періодичну структуру композитного матеріалу в R^3 , задану на δI . Тоді коефіцієнт теплопровідності є функцією, яка залежить від просторових координат $\lambda_\delta = \lambda\left(\frac{x}{\delta}, \frac{y}{\delta}, \frac{z}{\delta}\right)$ при фіксованій температурі матеріалу T . Функція $\lambda: R^3 \rightarrow R^1$

є задана I – періодична функція по просторовим змінним при фіксованій температурі T . Розглянутий стаціонарний процес теплопередачі описується наступною крайовою задачею:

$$\left\{ \begin{array}{l} \operatorname{div}(\lambda(\frac{x}{\delta}, \frac{y}{\delta}, \frac{z}{\delta}) \operatorname{grad} T(x, y, z)) = 0 \quad \text{на } G, \\ T = T_1, \quad M(x, y, z) \in S_1, \\ T = T_2, \quad M(x, y, z) \in S_2, \\ \frac{\partial T}{\partial n} = 0, \quad M(x, y, z) \in G_R. \end{array} \right.$$

Символ $\frac{\partial T}{\partial n}$ позначає похідну функції T по одиничному вектору зовнішньої нормалі до циліндричної поверхні G_R .

В реальних задачах теплопровідності δ дорівнює деякому конкретному δ_0 малому. Вважаючи $0 < \lambda_1 < \lambda_2 < +\infty$, маємо $\lambda_\delta \geq \lambda_1 > 0$ на G . Далі розглядаємо в досліджуваному рівнянні δ як параметр. Спрямовуючи δ до нуля, знайдемо для кожного його значення рішення T_δ крайової задачі

$$\left\{ \begin{array}{l} \operatorname{div}(\lambda_\delta \operatorname{grad} T_\delta) = 0 \quad \text{на } G, \\ T_\delta(x, y, z) = T_1, \quad M(x, y, z) \in S_1, \\ T_\delta(x, y, z) = T_2, \quad M(x, y, z) \in S_2, \\ \frac{\partial T_\delta}{\partial n} = 0, \quad M(x, y, z) \in G_R. \end{array} \right.$$

З нерівності Пуанкаре [35] і обмеження $\lambda_\delta(x, y, z) \geq \lambda_0$ отримуємо, що послідовність $\{T_\delta\}_{\delta \rightarrow 0}$ обмежена в просторі $W_2^1(G)$, отже, відносно слабо компактна в $W_2^1(G)$. Тому можна вибрати слабо сходящися до функції T підпослідовність $\{T_{\delta_v}\}$.

Далі позначимо $\eta_{\delta_v} = \lambda_{\delta_v} \operatorname{grad} T_{\delta_v}$. Послідовність $\{\eta_{\delta_v}\}$ при $\delta_v \rightarrow 0$ обмежена в $L_2(G)$ так само як і послідовність $\{\operatorname{div} \eta_{\delta_v}\}$, тому $\{\eta_{\delta_v}\}$ ($\delta_v \rightarrow 0$) обмежена в $W_2^1(G)$, і по теоремі Релліха-Кондракова відносно компактна в $L_2(G)$. Тоді в рівності можна перейти до межі при $\delta_v \rightarrow 0$. Позначимо через η межу $\eta_{\delta_v} \rightarrow \eta$ в $L_2(G)$ за нормою, тобто $\|\eta_{\delta_v} - \eta\|_{L_2} \rightarrow 0$ і отримаємо

$$\operatorname{grad} T_\delta = \left(\iiint_I \frac{1}{\lambda(x, y, z)} dx dy dz \right) \cdot \eta.$$

Далі перейшовши до межі, в сенсі розподілів Шварца, в рівності $div \eta_{\delta,} = 0$, знаходимо $div \eta = 0$. Об'єднуючи отримані рівності, приходимо до рівняння

$$div\left(\frac{1}{\iiint_I \frac{1}{\lambda(x, y, z)} dx dy dz} grad T\right) = 0.$$

Позначимо через α об'ємну частку в'язучого фенілону С-2 з коефіцієнтом теплопровідності λ_1 . Тоді відповідно об'ємна частка вуглецевого волокна дорівнює $1-\alpha$. Підмножина I_1 одиничного куба I , заповненого першою компонентою, має об'єм α , а друга компонента заповнює підмножину $I_2=I \setminus I_1$ об'єму $1-\alpha$.

Інтегруючи і враховуючи, що при фіксованій температурі, коефіцієнти теплопровідності компонент постійні, маємо

$$\iiint_I \frac{dx dy dz}{\lambda(x, y, z)} = \iiint_{I_1} \frac{dx dy dz}{\lambda_1(x, y, z)} + \iiint_{I_2} \frac{dx dy dz}{\lambda_2(x, y, z)} = \frac{\alpha}{\lambda_1} + \frac{(1-\alpha)}{\lambda_2}.$$

Тобто, коефіцієнт усередненого рівняння – усереднений коефіцієнт теплопровідності $\lambda_{усер.}$ задачі дорівнює:

$$\lambda_{усер.} = \frac{1}{\frac{\alpha}{\lambda_1} + \frac{(1-\alpha)}{\lambda_2}}. \quad (2.27)$$

Якщо розглядати задачу визначення коефіцієнта теплопровідності $\lambda_{усер.}$ композитного матеріалу, що складається з n однорідних компонент відповідно з об'ємними частками α_i , $i = \overline{1, n}$ і коефіцієнтами теплопровідності λ_i , $i = \overline{1, n}$, то тоді отримаємо наступну формулу для визначення $\lambda_{усер.}$:

$$\lambda_{усер.} = \left(\sum_{i=1}^n \frac{\alpha_i}{\lambda_i} \right)^{-1}.$$

У А.Ф. Чудновського [34] формула (2.27) вказана як недостатньо ефективна для визначення коефіцієнта теплопровідності двофазної системи, що складається з плоских шарів, які по черзі змінюють один одного, складених з твердого складу та повітря при русі теплового потоку перпендикулярно шарам. В нашому випадку формула (2.27) отримана при дослідженні задачі усереднення і визначає коефіцієнт теплопровідності $\lambda_{\text{усер.}}$ розглянутого матеріалу.

Були проведені розрахунки усередненого коефіцієнта теплопровідності $\lambda_{\text{усер.}}$ для вуглепластику з об'ємними частками волокна углен-9 – 0,15 і фенілону С-2 – 0,85 обчисленого як середнього гармонійного коефіцієнтів теплопровідності компонент при різних значеннях температури і коефіцієнтів теплопровідності композиційного матеріалу [37, 40].

Порівнюючи результати експериментальних і розрахункових значень можна зробити висновок, що вони є аналогічними за своїм характером (див. рис. 2.34), відрізняючись в середньому на 14–17%.

Таким чином, можна зробити висновок, що складена математична модель є адекватною, і її можна застосовувати для опису процесу теплопередачі в зразках вуглепластику.

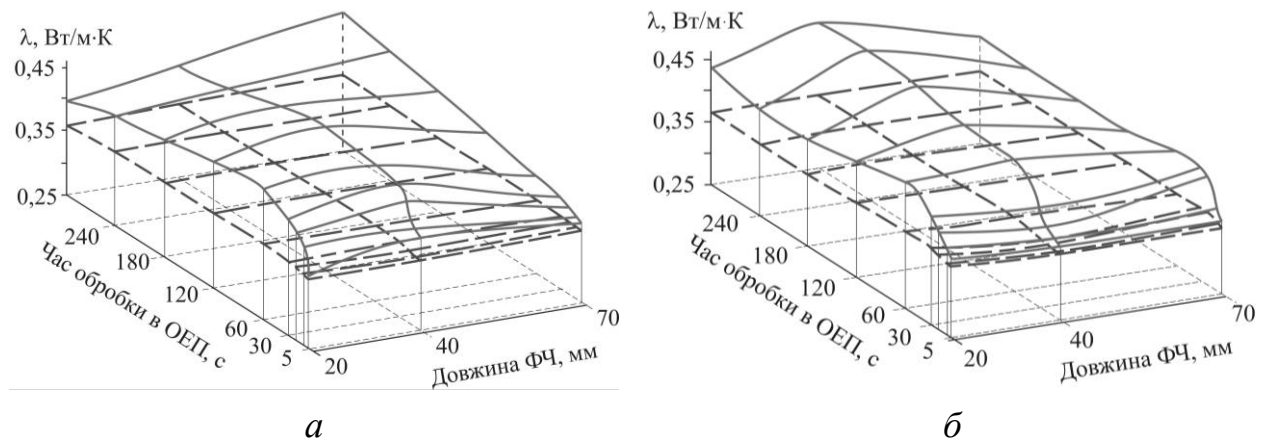


Рис. 2.34 – Залежність теоретичних (— —) і експериментальних (—) значень коефіцієнта теплопровідності вуглепластиків від часу обробки в обертальному електромагнітному полі (ОЕП) і довжини феромагнітних частинок, що видалялись з композиції магнітною (а) та механічною (б) сепарацією

Фізико-механічні та трибологічні властивості. Дослідження властивостей ароматичних поліамідів, армованих вуглецевим волокном углен-9, виготовлених в обертальному електромагнітному полі за допомогою феромагнітних часток (ФЧ) довжиною 20, 40, та 70 мм, показали, що оптимальні значення фізико-механічних характеристик (границі текучості та міцності при стисканні, модуля пружності, ударної в'язкості) зі збільшенням довжини ФЧ зміщується в бік меншого часу обробки (табл. 2.22).

Таблиця 2.22 – Залежність фізико-механічних характеристик від часу обробки компонентів в обертальному електромагнітному полі феромагнітними частками різної довжини (магнітна сепарація)

Характеристики	Час обробки ($\tau_{обр}$), с									Середнє значення	
	5	10	20	30	60	120	180	240	300	(5–60)	(5–300)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
$l_{ФЧ} = 20 \text{ мм}$											
σ_T	240,5	238,5	222	226	230,32	232,35	226,24	232,35	228,27	231,46	230,73
σ_M	263	267	222	311,8	342,42	375,03	334,26	395,4	362,79	281,24	319,3
E, МПа	1429,7	1200,0	796,99	2299,2	2452,0	1929,5	2595,3	2708,8	3293,1	1635,6	2078,3
a_n , кДж/м ²	8,46	8,48	12,94	17,83	8,57	12,04	8,01	6,4	5,03	11,26	9,75
$l_{ФЧ} = 40 \text{ мм}$											
σ_T	222	234,39	234,95	234,39	228,27	232,35	235,35	230,32	230,32	229,76	230,92
σ_M	350,57	309,8	329	348,53	405,6	346,5	346,5	366,87	322	353,63	349,55
E, МПа	2720,6	2125,3	2250,0	2459,6	3023,8	2612,6	2584,1	2230,2	2450,9	6834,9	2376,9
a_n , кДж/м ²	10	14,06	17,44	14,84	16,5	18,72	3,35	6,51	3,21	46,34	12,49
$l_{ФЧ} = 70 \text{ мм}$											
σ_T	238,5	234,39	234,39	240,5	234,39					236,43	
σ_M	285,35	352,6	370,9	358,7	387,26					350,96	
E, МПа	2369,8	2400,3	2668,3	2446,1	2642,5					2505,4	
a_n , кДж/м ²	6,53	7,59	4,69	9,06	3,34					6,24	

* σ_T – границя текучості при стисканні; σ_p – руйнуюча напруга при стисканні; E – модуль пружності при стисканні, МПа; a_n – ударна в'язкість, кДж/м²

Отже, при використанні ФЧ довжиною 20, 40, 70 мм і часі змішування 20 с мінімальний коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування зафіксовані при використанні ФЧ довжиною 20 мм, максимальні – при довжині 70 мм. При збільшенні часу змішування до 120–180 с ці показники погіршуються приблизно в 1,5 рази з одночасним зближенням за своїми абсолютними значеннями (рис. 2.35).

В роботі [39] запропонована методика прогнозування інтенсивності лінійного зношування як функції умов досліджень (навантаження та швидкості ковзання). Методика заснована на використанні структурних характеристик і добре узгоджується з експериментом [39, 40]. За результатами досліджень була вирішена задача відновлення теплового потоку і температури на поверхні зони контакту ролік – фрагмент втулки по замірам температури у внутрішніх точках втулки [41]. При цьому встановлено, що температура зразка вуглепластику в зоні тертя і абсолютні значення градієнтів температури стабілізуються вже до п'ятої хвилини, незалежно від режиму, а зі зростанням навантаження значення градієнта температури з часом збільшується.

Максимальна густина зразків досягається при змішуванні компонентів у ОЕП протягом 60 с ФЧ довжиною 20, 40 і 70 мм (1385; 1381 і 1378 кг/м³ відповідно). Подальше збільшення часу змішування композицій від 120 до 300 с супроводжується, в основному, зменшення густини вуглепластиків.

Що стосується σ_m , то максимальне його значення (405,6 МПа) спостерігається в композиціях змішаних протягом 60 с ФЧ довжиною 40 мм. При використанні ФЧ довжиною 20 мм найбільші значення показників (375–395 МПа) спостерігаються при змішуванні протягом 120–240 с, після чого зменшується (до значення 363 МПа). При використанні часток довжиною 20 мм композиції краще гомогенізуються протягом 120–240 с, що підтверджується і їх показниками міцності.

Модуль пружності E вуглепластиків отриманих за допомогою ФЧ довжиною 20 мм, досягає максимуму (3293 МПа) при змішуванні протягом 300 с. При довжині ФЧ 40 мм максимум (3023 МПа) досягається при 60 с змішування, потім поступово зменшується до величини 2600 МПа при змішуванні протягом 120–180 с. Для ФЧ довжиною 70 мм E практично не змінюється і знаходиться в межах 2370–2670 МПа.

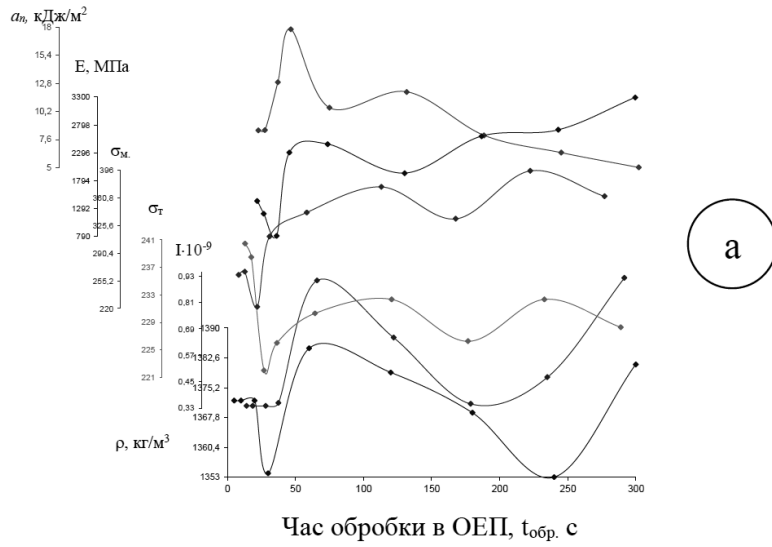
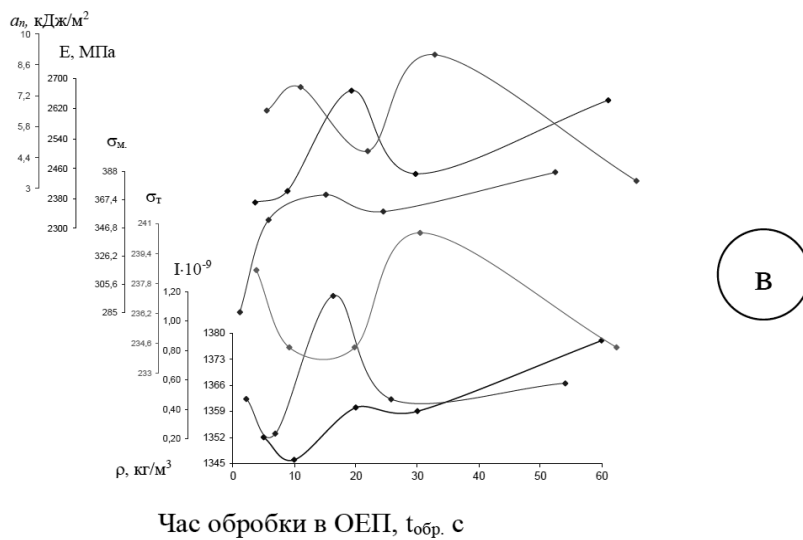
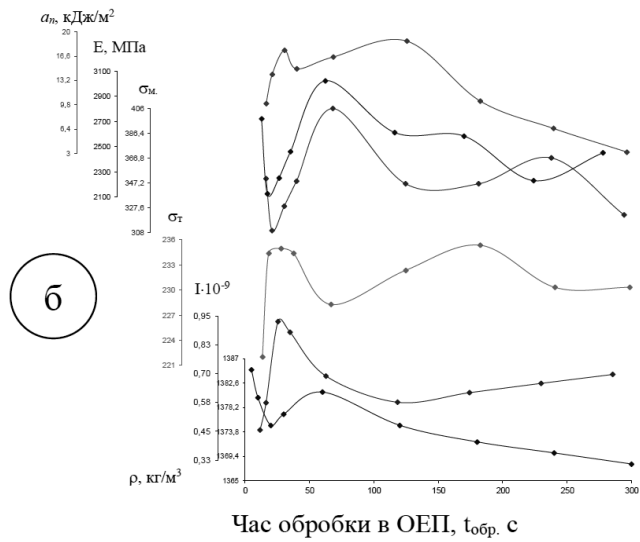


Рис. 2.35 – Залежність фізико-механічних характеристик від часу обробки в обертальному електромагнітному полі і феромагнітних часток довжиною 20 (а), 40 (б), 70 (в) мм



Ударна в'язкість a_n (кДж/м²) ВП отриманих ФЧ довжиною 20 мм досягає максимальних значень при змішуванні компонентів протягом 30 с (17,8 кДж/м²), при 120 с вона складає 12 кДж/м² і в подальшому зменшується до 5 кДж/м². При використанні ФЧ довжиною 40 мм максимальне значення a (18,7 кДж/м²) досягається при 120 с, після чого йде різке її зниження. Для ФЧ 70 мм при 30 с досягається максимальне значення (9,1 кДж/м²), після чого спостерігається також різке її зниження.

Виходячи з цього, можна зробити висновок, що найкращий комплекс характеристик ВП спостерігається при обробці композиції ФЧ довжиною 40 мм на протязі 5–60 с (див. табл. 2.23), що добре корелює з зміною теплофізичних характеристик.

Таблиця 2.23 – Середнє значення фізико-механічних та триботехнічних характеристик в інтервалі часу змішування 5–60 с

Довжина ФЧ, мм	Густина, кг/м ³	σ_t при стисканні, МПа	σ_m при стисканні, МПа	E , МПа	a_n , кДж/м ²	$I_h, \times 10^{-9}$	f
20	1371	231,4	281,2	1635,6	11,2	0,46	0,171
40	1380	230,8	348,7	2515,8	14,5	0,71	0,148
70	1359	236,4	350,9	2505,4	6,2	0,58	0,146

Подальше збільшення часу обробки в ОЕП в інтервалі від 60 до 300 с недоцільне, так як приводить до зниження армуючого ефекту в результаті зменшення довжин вуглецевих волокон.

Показана [42, 43] принципова можливість цілеспрямованого регулювання властивостей вуглепластиків, як функції часу обробки в електромагнітному полі і розміру феромагнітних частинок. Ці фактори суттєво впливають на зниження параметра зворотного зв'язку, що може привести до зростання макроскопічної міцності вуглепластиків.

Прогнозування залежності фрикційного зносу від тиску та швидкості ковзання для вуглепластиків

Перспективними матеріалами, що застосовуються у вузлах тертя, є полімерні армовані композити, вуглецевими волокнами. Вуглепластики успішно використовуються для заміни традиційних конструкційних антифрикційних матеріалів [44]. Однак відсутність кількісної структурної моделі полімерної матриці донедавна було серйозною перешкодою для аналітичного опису процесів тертя та зносу вуглепластиків. Автори [45] досліджували залежність фрикційного зносу вуглепластиків на основі фенілону від тиску та швидкості ковзання в рамках кластерної моделі аморфної будови полімерів [46 та фрактального аналізу [47], що дозволило з'ясувати визначальну роль структури полімерної матриці у процесах тертя та зносу.

Введення в полімер волокнистих наповнювачів, як правило, призводить до різкого зниження фрикційного зношування [44, 45, 49] і в той же час ускладнює вивчення цього процесу порівняно з ненаповненими полімерами. Тому з методологічної точки зору в цьому випадку зручно виділити досить простий і типовий випадок, що дозволяє визначити основні параметри, які контролюють явище зношування. Важливо також, щоб цими параметрами були не властивості композиту, а його структурні характеристики. Тому може бути використана фрактальна розмірність структури d_f , яка являється універсальним інформатором стану речовини [45] або параметр $R_{кр}$, що є аналогом числа Рейнольдса в процесах деформації матеріалів [51].

$$R_{кр} = \frac{\sigma_{гп}}{\tau_{гп}} \quad (2.28)$$

де: $\sigma_{гп}$ и $\tau_{гп}$ – граничні нормальна напруга та напруга зсуву, відповідно.

Попередні дослідження вуглепластиків на основі надвисокомолекулярного поліетилену [52] показали зниження інтенсивності лінійного зносу I у міру зменшення $R_{кр}$. А нами було розглянуто універсальність цього критерію на прикладі вуглепластиків на основі фенілону з урахуванням великої різниці зазначених матричних полімерів.

Раніше було показано [45], що температуру T_k у зоні тертя можна розрахувати згідно з двома рівняннями:

$$T_k = \sqrt[3]{29 + \sqrt{72} (p\nu)^{1/2}}, \text{ К} \quad (2.29)$$

і

$$T_k = \sqrt[3]{29 + \sqrt{11} \sqrt{3} (p\nu) (d-d_f)}, \text{ К} \quad (2.30)$$

де: p – тиск у МПа, ν – швидкість ковзання м/с, d – розмірність евклідова простору, у якому розглядається фрактал (нашому випадку $d = 3$).

Поєднання рівнянь (2.29) і (2.30) дозволяє отримати співвідношення визначення фрактальної розмірності d_f як функції ($p\nu$):

$$d_f = d - \frac{\sqrt{72}}{\sqrt{11} \sqrt{3} (p\nu)^{1/2}} \quad (2.31)$$

Очевидно, що збільшення d_f у міру зростання p обумовлено підвищенням T_k .

У свою чергу величину коефіцієнта Пуассона ν можна визначити за відомими значеннями d_f за допомогою рівняння 2.17 [51]:

$$d_f = (d-1) (1+\nu) .$$

Далі можна розрахувати параметр R_{kp} відповідно до рівняння [53]:

$$R_{k/p} = \frac{\nu B'}{4(1+\nu)^{1/2}}, \quad (2.32)$$

де B' одно [51]:

$$B' = \left(\frac{\partial B}{\partial P} \right)_T = 2(m+n+1) . \quad (2.33)$$

У рівнянні (33) вираз у дужках являє собою ізотермічну похідну об'ємного модуля за тиском P , а m і n – показники в рівнянні Леннарда-Джонса, які були прийняті 4 і 2, відповідно. Така оцінка узгоджується з рівнянням [54]:

$$mn = \frac{6(1+\nu)}{1-2\nu} , \quad (2.34)$$

де: як ν використана мінімальна для вуглепластиків величина коефіцієнта Пуассона ($\nu=0,146$ [55]).

На рис. 2.36 показана залежність інтенсивності лінійного зносу I від параметра $R_{кр}$ для вуглепластиків на основі фенолону при варіації $p = 1 \div 2$ МПа та $\nu = 1 \div 2,5$ м/с, тобто при варіації $(p\nu) = 1 \div 5$ МПа · м/с. Як бачимо, спостерігається зростання I у міру збільшення $R_{кр}$. На цьому ж малюнку суцільною кривою показана залежність $I(R_{кр})$ для вуглепластиків на основі НВМПЕ, яка кількісно досить добре узгоджується з аналогічними даними для вуглепластиків на основі фенолону і, по суті, є останніми нижнім кордоном. Ця відповідність може бути покращена варіацією величини \mathbf{V}' у рівнянні (2.32): збільшення $(p\nu)$ призводить до зростання ν і, відповідно до рівняння (2.34), до підвищення твору mn та, відповідно, суми $(m+n+1)$. Крім цього, за допомогою параметра $R_{кр}$ можна ідентифікувати різні типи руйнування матеріалів так: для $R_{кр} < 1/\sqrt{2}$ руйнування буде крихким, для $1/\sqrt{2} < R_{кр} < 1$ – крихко-в'язким та для $R_{кр} > 1$ – в'язким.

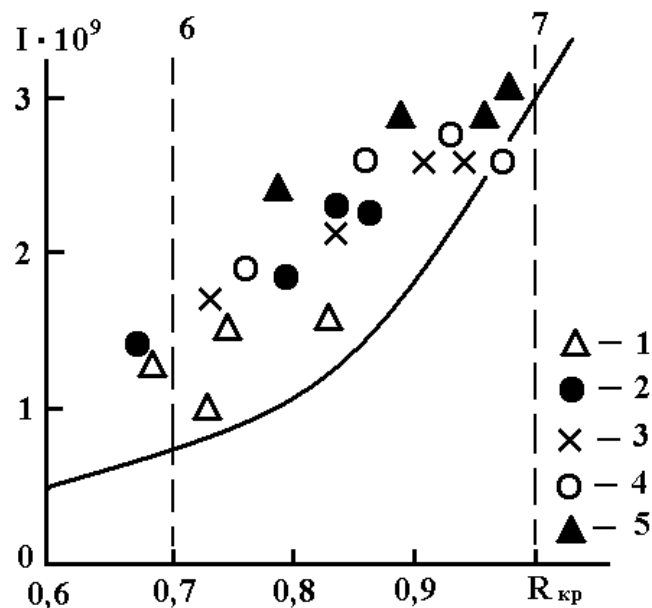


Рис. 2.36 – Залежність інтенсивності лінійного зносу I від параметра $R_{кр}$ для вуглепластиків на основі фенолону при варіації $p\nu = 1 \div 5$ МПа · м/с

На рис. 2.36 вертикальними штриховими лініями показані ці межі. З чого випливає, що руйнування вуглепластиків на основі фенолону при терті в досліджуваному інтервалі $(p\nu)$ має крихко-в'язкий характер.

Дані рис. 2.36 дозволяють отримати наближене співвідношення між I та $R_{кр}$ у формі:

$$I \approx 6,3(R_{кр}^2 - 0,36) \cdot 10^{-9} \quad (2.35)$$

Зазначене рівняння разом із співвідношеннями (2.17), (2.31), (2.32) може бути використане для прогнозування величини I як функції $(p\nu)$.

Як можна побачити на рис. 2.37 отримано досить гарну відповідність теорії та експерименту – середня розбіжність становить 22%, що відповідає вимогам прогнозування подібних характеристик. Характерно, що дані для вуглепластиків на основі НВМПЕ (який за своїми характеристиками істотно відрізняється від фенілону) з вмістом вуглецевого волокна, що варіюється, при $(p\nu) = \text{const} = 0,9 \text{ МПа} \cdot \text{м/с}$, дають відповідність з теорією приблизно з такою ж середньою розбіжністю. Це говорить про універсальність вибраного параметра $R_{кр}$.

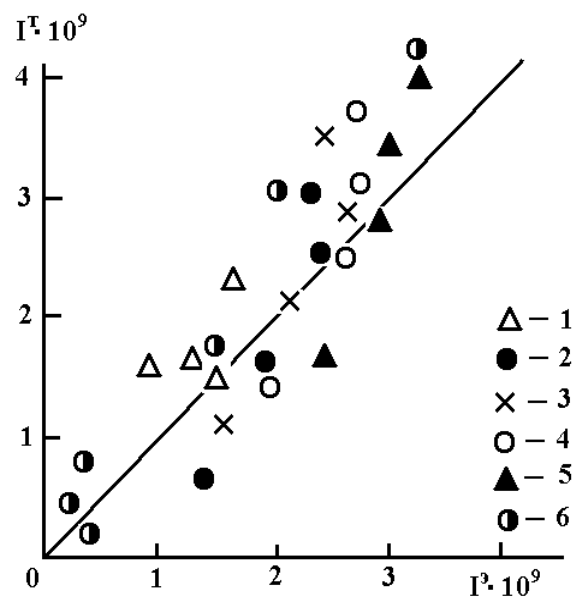


Рис. 2.37 – Порівняння експериментальних I_e та розрахованих зазначених чинном I_T значень інтенсивності лінійного фрикційного зносу для вуглепластиків на основі фенілону та НВМПЕ

Таким чином, нами запропоновано методика прогнозування інтенсивності лінійного фрикційного зносу як функції умов випробувань (тиску та швидкості ковзання). Ця методика заснована на використанні структурних характеристик і навіть у найпростішому вигляді дає хорошу відповідність до експерименту. Це означає, що стійкість полімерної матриці до деформації зсуву є універсальною характеристикою опису процесу фрикційного зносу.

Вплив зворотного зв'язку на структуру та механічні властивості вуглепластиків на основі фенілону

Як показано в роботі [56], структура вуглепластиків, отриманих за допомогою технології попереднього змішування компонентів в обертальному електромагнітному полі є синергетичною системою. Це виявляється у поведінці її основних характеристик як функції часу змішування t : при малих t (≤ 120 с) спостерігається періодична (упорядкована) поведінка, близька до синусоїдального з подвоєнням періоду, а потім реалізується перехід до хаотичної поведінки [56]. Як відомо [57], однією з основних особливостей синергетичних систем є наявність у них зворотного зв'язку. Структурний сенс зворотного зв'язку для аналізованих вуглепластиків виражається співвідношенням [56]:

$$\varphi_{\text{кл}} = 0,74 - \varphi_{\text{мф}} \quad (2.36)$$

де: $\varphi_{\text{кл}}$ і $\varphi_{\text{мф}}$ – відносні частки областей локального порядку (кластерів) та міжфазних областей, відповідно, тобто, щільно упакованих областей структури.

Зазначимо, що константа 0,74 у співвідношенні (2.36) дорівнює максимально можливій відносній частці щільноупакованих областей композиту згідно з концепцією термічного кластера [58].

Таким чином, фізичний зміст ефекту зворотного зв'язку у вуглепластиках, що розглядаються, гранично простий: збільшення $\varphi_{\text{мф}}$ призводить до зниження $\varphi_{\text{кл}}$ і навпаки. Тому нашою метою було з'ясування ступеня впливу зворотного зв'язку у структурі вуглепластиків на основі фенілону на їх механічні властивості, зокрема, на напругу руйнації (міцність).

Величина фрактальної (Хаусдорфової) розмірності d_f структури вуглепластиків визначена з рівняння [51]:

$$d_f = 2(1 + \nu) \quad (2.37)$$

де ν – коефіцієнт Пуассона, розмір якого можна розраховувати за результатами механічних випробувань за допомогою співвідношення 2.18 [59]:

$$\frac{\sigma_T}{E} = \frac{1 - 2\nu}{6(1 + \nu)}$$

Далі визначається величина $\varphi_{кл}$ із використанням рівняння [47]:

$$d_f = 3 - 6 \left(\frac{\Phi_{к\lambda}}{SC_{\infty}} \right)^{1/2} \quad (2.38)$$

У рівнянні (2.38) S – площа поперечного перерізу макромолекули, C_{∞} – характеристичне відношення, що є показником статичної гнучкості полімерного ланцюга [60]. Для фенілону $S=17,8\text{\AA}^2$ [61], $C_{\infty} = 3$ [62]. Величину $\varphi_{мф}$ можна розрахувати з рівняння 2.19 [63]:

$$\Phi_{к\lambda} = 1 - \frac{\Delta C_p^к}{\Delta C_p^н}$$

У роботі [65] було показано, що керуючим параметром при формуванні структури вуглепластиків (точніше їх міжфазних областей) є фактор орієнтації волокон η . Тоді параметр зворотного зв'язку λ можна розрахувати з рівняння Пуанкаре [57]:

$$\eta_{n+1} = \lambda(1 - \eta_n)\eta_n \quad (2.39)$$

де індекси $n, n+1, \dots$ позначають послідовні проміжки тривалості t змішування композитів в електромагнітному полі, що обертається ($t_1=5$ с, $t_2=10$ с, і т.д.), а величини η прийняті за даними роботи [55].

На рис. 2.38 наведено залежність $\varphi_{кл}(\lambda)$, з якої випливає зростання $\varphi_{кл}$ у міру посилення зворотного зв'язку, що виражається збільшенням λ . Така картина повністю відповідає співвідношенню (2.36): збільшенням λ призводить до «перекачування» полімерного матеріалу з міжфазних областей об'ємну полімерну матрицю і, як наслідок, підвищення частки областей локального порядку в ній. Інакше висловлюючись, у загальних термінах, зміна ступеня зворотний зв'язок призводить до зміни структури полімерної матриці.

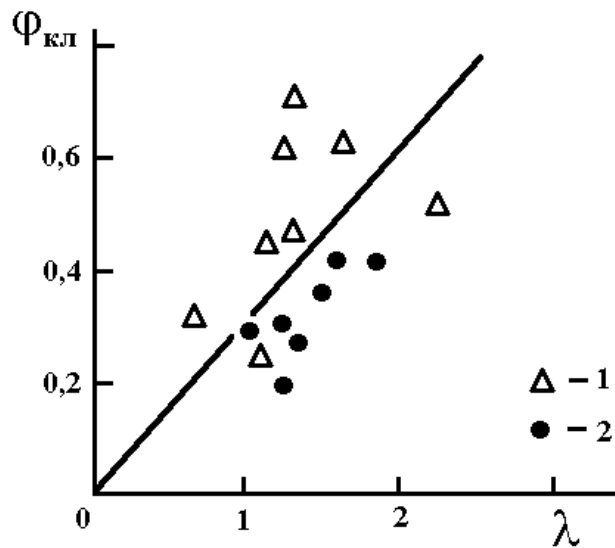


Рис. 2.38 – Залежність відносної долі кластерів $\varphi_{кл}$ від параметру зворотного зв'язку λ для вуглепластиків на основі фенілону, отриманих із застосуванням магнітної (1) та механічної (2) сепарації

Природно очікувати, що зазначена зміна структури викличе варіацію властивостей полімерної матриці, зокрема її міцності σ_p^M , яку можна визначити з рівняння [64]:

$$\sigma_p^M = 0,14 \left(\frac{\Phi_{\text{кл}}}{2N_A S l_o C_\infty} \right)^{56} \quad (2.40)$$

де: N_A – число Авогадро; l_o – довжина скелетного зв'язку основного ланцюга (для фенілону $l_o = 1,25 \text{ \AA}$ [62]).

Як впливає з даних рис. 2.39, де наведено залежність $\sigma_p^M(\lambda)$, зміна рівня зворотного зв'язку дійсно істотно позначається на міцності полімерної матриці: зростання λ від 0,67 до 2,27, тобто, приблизно втричі, призводить до збільшення σ_p^M приблизно 2,7 разів, від 78 до 218 МПа. Відзначимо характерну особливість лінійної кореляції $\sigma_p^M(\lambda)$: вона проходить через початок координат, а це означає, що у разі відсутності зворотного зв'язку полімерна матриця матиме нульову міцність.

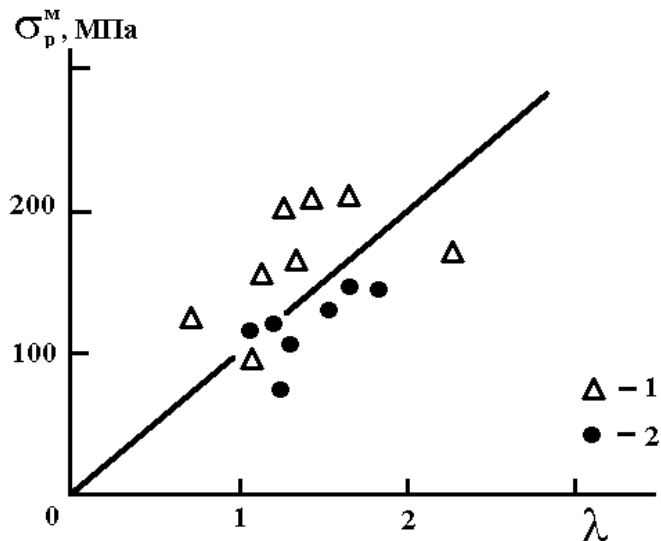


Рис. 2.39 – Залежність міцності об’ємної полімерної матриці σ_p^M від параметра зворотного зв’язку λ . Позначення ті ж, що і на рис. 2.38

Виходячи з викладених вище спостережень слід припустити, що «перекачування» матеріалу з міжфазних областей в об’ємну полімерну матрицю, що відбувається в силу наявності зворотного зв’язку, змінює міцність міжфазних областей σ_a , а також визначає взаємозв’язок напруг σ_p^M і σ_a . Величину σ_a можна розрахувати з рівняння (2.40) із заміною $\varphi_{кл}$ на $\varphi_{мф}$ та вважаючи для міжфазних областей $C_\infty = 9$ [56]. На рис. 2.40 наведено співвідношення між міцністю об’ємної полімерної матриці σ_p^M та міжфазними областями σ_a , з якого випливає зниження σ_p^M у міру зростання σ_a і навпаки. Такий взаємозв’язок очікувався внаслідок ефекту зворотного зв’язку та його структурного вираження: «перекачування» полімерного матеріалу з однієї щільноупакованої структурної компоненти вуглепластиків до іншої.

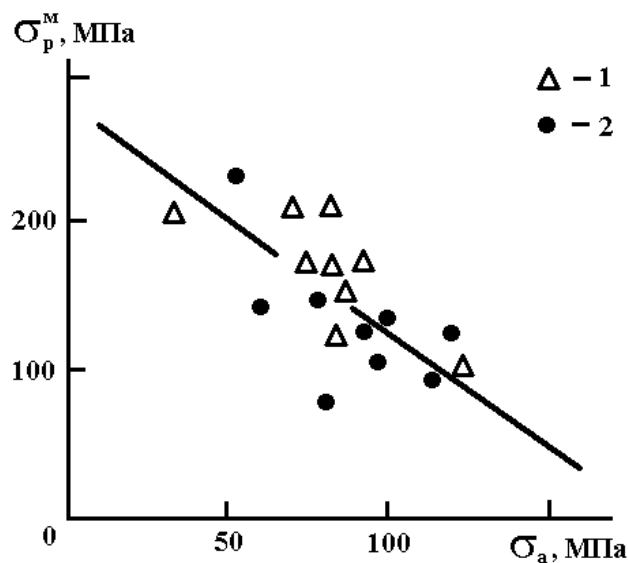


Рис. 2.40 – Співвідношення між міцністю об’ємної полімерної матриці σ_p^M та міжфазними областями σ_a . Позначення ті ж, що і на рис. 2.38

Як добре відомо [65, 66], властивості міжфазних областей значною мірою визначають властивості полімерних композитів як конструкційних матеріалів.

Дані рис. 2.41, на якому наведено залежність експериментально визначеної макроскопічної міцності вуглепластиків σ_p від σ_a , наочно демонструє цю залежність: збільшення σ_a від 35 до 125 МПа призводить до зростання σ_p від ~ 300 до ~ 400 МПа.

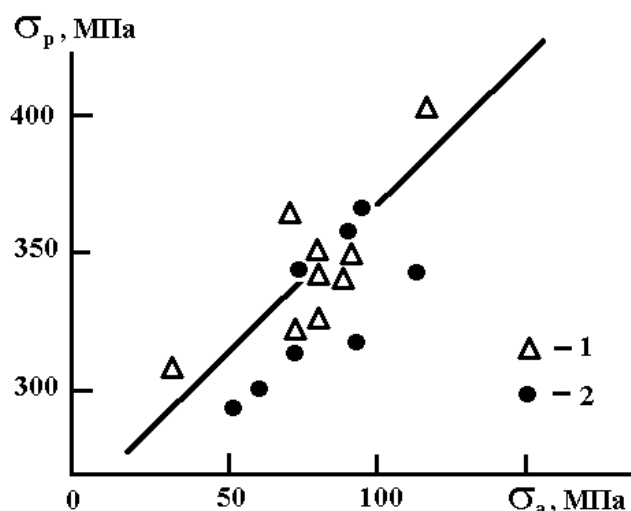


Рис. 2.41 – Залежність макроскопічної міцності вуглепластиків σ_p від міжфазних областей σ_a . Позначення ті ж, що і на рис. 2.38

Отже, поєднання рис. 2.38÷2.41 дозволяє простежити вплив структурних змін вуглепластиків, що відбуваються через наявність зворотного зв'язку, на їх механічні властивості: посилення зворотного зв'язку (підвищення λ) призводить до збільшення відносної частки кластерів $\varphi_{кл}$ в об'ємній полімерній матриці (рис. 2.39), зростання її міцності σ_p^M (рис. 2.39), зменшення міцності міжфазних областей σ_a (рис. 2.40) і в кінцевому підсумку до зниження макроскопічної міцності композиту σ_p (рис. 2.41). Практичний висновок із сказаного вище очевидний: підвищення міцності вуглепластиків слід знижувати параметр зворотний зв'язок. Так, із даних рис. 2.39÷2.41 слідують два граничні випадки: при $\lambda = 0$ $\sigma_p^M = 0$, $\sigma_a = 180$ МПа та $\sigma_p = 440$ МПа, а при $\lambda = 2,4$ $\sigma_p^M = 240$ МПа, $\sigma_a = 28$ МПа та $\sigma_p = 290$ МПа, тобто спостерігається зниження σ_p приблизно в півтора рази при збільшенні від 0 до 2,4.

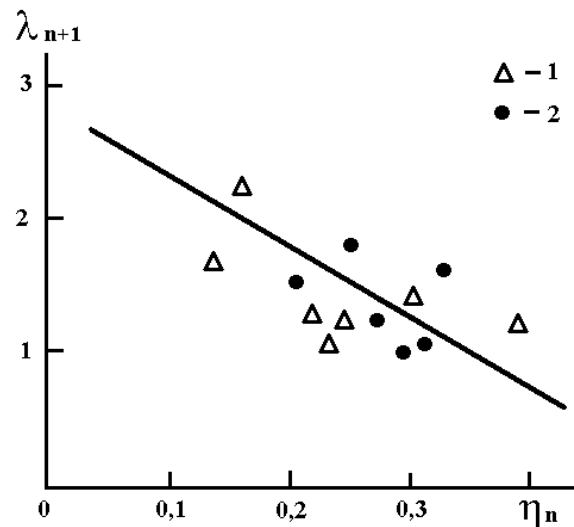


Рис. 2.42 – Залежність параметра зворотного зв'язку λ_{n+1} від фактора орієнтації волокон η_n . Величина λ взята з запізненням на один інтервал в порівнянні з η . Позначення ті ж, що і на рис. 2.38.

З урахуванням сказаного вище виникає питання, як можна цілеспрямовано регулювати параметр зворотний зв'язок. Відповідь це питання дає графік рис. 2.42, де наведена залежність λ від керуючого параметра міжфазних областей η . Оскільки слід очікувати на деяке запізнення (реакції, див. рівняння (2.39)) λ порівняно з η , то на рис. 2.42 ця залежність дана як $\lambda_{n+1}(\eta_n)$. З цих рис. 2.42 слід, що знизити величину λ можна збільшенням фактора орієнтації волокон η . Так, для зазначеного вище σ_p від 290 до 440 МПа або зниження λ від 0 до 2,40 потрібно підвищення η від 0,1 до 0,55, що загалом є досяжним результатом.

Таким чином, отримані результати дозволили з'ясувати структурну суть ефекту зворотного зв'язку для вуглепластиків на основі фенілону та продемонструвати його вплив на міцність цих матеріалів. Зниження параметра зворотний зв'язок може призвести до істотного зростання макроскопічної міцності вуглепластиків. Контролювати величину цього параметра можна зміною фактора орієнтації волокон, який є параметром для міжфазних областей.

ЛІТЕРАТУРА

1. Соколов Л.Б., Герасимов В.Д., Савинов В.М., Беляков В.К. Термостойкие ароматические полиамиды. – Москва: Химия, 1975. – 256 с.
2. Соколов Л.Б. Термостойкие и высокопрочные полимерные материалы. – М.: Знание, 1984. – 64 с.
3. Левит Р.М. Химическая структура углеродных волокон. Химические волокна. 1979. №3. – С. 23–26.
4. Буря А.И. Свойства и опыт применения углепластиков в сельхозмашиностроении. Методические рекомендации. – Киев: Общество «Знание», 1992. – 29 с.
5. Буря О.І., Єрьоменко К.А., Лисенко О.Б., Кончиць А.А., Морозов О.Ф. Полімерні композити на основі термопластичних в'язучих. Дніпро: Середняк Т.К., 2019. – 239 с.
6. Валецкая Н.Я., Кербер М.Л., Кравченко Т.П. Переработка термопластов, наполненных полимерными волокнами. Пластмассы. 1973. – С. 36–39.
7. Крупников К.Н., Киселева В.П., Сперанская К.Л. Высокопрочный композиционный материал на основе волокон и волокнисто–пленочных полимерных связующих из полифениленизофталамида. Химические волокна. 1975. – С. 97.
8. Буря А.И., Шишков Н.И. Способ получения армированных термостойких пластиков в электромагнитном поле. Библиогр. указатель ВИНТИ «Депонированные рукописи». – М., 1976. № 2 (76). – С. 141.
9. Буря А.И., Шишков Н.И. Получения полимерных композитов в вихревых аппаратах. Процессы и аппараты производства полимерных материалов, методы и оборудование для переработки их в изделия: Тезисы докл. Всесоюзн. научно–техн. конф. – М., 1982. Т. 11. – С. 53–54.
10. Мищенко М.В., Боков М. М., Гришаев М. Е. Активация технологических процессов обработки материалов в аппаратах с вращающимся электромагнитным полем. Фундаментальные исследования. 2015. № 2 (16). – С. 3508–3512.
11. Цанткер К.Л., Логвиненко Д.Д. Герметичный аппарат для проведения процессов в псевдосжиженном слое. Химическое и нефтяное машиностроение. 1971. № 4.

12. Интенсификация процессов получения мелкодисперсных суспензий в аппаратах с вихревым слоем / Д.Д. Логвиненко, В.В. Кафаров, Е.Л. Морозко и др. – Л.: ЦИНТИ ХИМНЕФТЕМАШ, 1974. – 15 с.

13. Способ избирательного дробления абразивных материалов А.с. 325988 СССР. / Е.Н. Вакуль, К.Л. Цантакер, Д.Д. Логвиненко и др. Публ. 1972. Бюл. № 4.

14. Стухляк П.Д., Карташов В.В., Соривка И.Т., Скороход А.З. Влияние ферромагнитных наполнителей на ударную вязкость и седиментационную стойкость эпоксикомпозитов, сформированных под воздействием переменного магнитного поля. Перспективные материалы. 2013. №6. – С. 63–68

15. Оберемок В.Н., Лаптев А.С. Электромагнитные аппараты с ферромагнитными рабочими элементами в процессе очистки сточных вод от тяжелых металлов. Вода: химия и экология. 2018. № 4–6. – С. 147–153.

16. Вершинин И.Н., Вершинин Н.П. Аппараты с вращающимся электромагнитным полем. Сальск, 2007. – 368 с.

17. Польщиков Г.А., Дуков П.В. О движении магнитной частицы в аппарате с вихревым слоем. Химическое машиностроение. 1975. Вып. 22. – С. 71–80.

18. Логвиненко Д.Д., Шеляков О.П. Интенсификация технологических процессов в аппаратах с вихревым слоем. – К.: Техніка, 1976. – 144 с.

19. Левитан С.А. Применение вращающегося электрического поля для технологических целей. Электричество. № 12. 1991. – С. 61–64.

20. Кафаров В.В., Логвиненко Д.Д., Шеляков О.П., Подщипкова Е.И. Исследование критического коэффициента заполнения аппарата с вихревым слоем ферромагнитными частицами. Химическое и нефтяное машиностроение. 1973. № 11. – С. 19–20.

21. Фомичев И.А., Буря А.И., Губенков М.Г. Получение термостойких полимерных материалов в магнитном поле. Электронная обработка материалов. 1978. №4. – С. 26–27.

22. Мак-Келви Д.М. Переработка полимеров. М.: Химия. 1965. – 335 с.

23. Буря О.І., Рула І.В. Оцінка рівномірності змішування компонентів в обертальному електромагнітному полі. Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях: материалы XII ежегодной Междунар. пром. конф. (п. Плавье, 13–17 февраля 2012 г.). Киев, 2012. – С. 33–35.

24. Гмурман В.Е. Руководство к решению задач по теории вероятностей и математической статистики. – М.: Высш. Шк. 1979. – 251 с.
25. Селиванов А.И., Артемьев Ю.Н. Теоретические основы ремонта и надежности сельскохозяйственной техники. – М.: Колос, 1978. – 139 с
26. Буря О.І., Рула І.В., Казаков М.Є., Сучиліна-Соколенко С.П. Дослідження властивостей вуглепластиків на основі фенілону, отриманих в обертовому електромагнітному полі. Композиційні матеріали в промисловості, Славполицом: матеріали ХХХ юбилейної щорічної міжнарод. конф. і блиц-виставки (г. Ялта, 7–11 червня 2010 г.) Київ, 2010. – С. 102–105.
27. Буря А.И., Козлов Г.В., Рула И.В. Обобщенная методика оценки содержания межфазных областей в полимерных композитах. Новини науки Придніпров'я. Науково-практ. журнал. Дніпропетровськ, 2004. №3. – С. 8–11.
28. Буря А.И., Козлов Г.В., Рула И.В. Формирование межфазных областей в углепластиках на основе фенилона: модель термического кластера. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. Науково-практ. журнал. Запоріжжя, 2005. №1. – С. 32–36.
29. Буря А.И., Рула И.В. Влияние технологических параметров приготовления композиций на физико-механические свойства углепластиков. Теория и практика технологий производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов, (ТПКММ): труды V-й Международ. конф (г. Москва, 24–27 апреля 2007 г.). М., 2008. – С. 49–53.
30. Буря А.И., Рула И.В. Влияние технологических параметров приготовления композиций во вращающемся электромагнитном поле на коэффициент теплопроводности углепластиков. Композиционные материалы в промышленности, Славполицом: материалы ХХІІ щорічної Международ. науково-практ. конф. (г. Ялта, 1–5 червня 2002 г.). Київ, 2002. – С. 23–24.
31. Буря А.И., Козлов Г.В., Вишняков Л.Р., Рула И.В. Исследование теплофизических характеристик углепластиков, изготовленных во вращающемся электромагнитном поле. Теория и практика технологий производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов, (ТПКММ). Корпоративные нано- и CALS-технологии в наукоемких отраслях промышленности: труды IV Международ. конф. (г. Москва, 26–29 апреля 2005 г.). – М., 2006. – С. 67–72.

32. Годовский Ю.К. Теплофизика полимеров. М.: Химия, 1982. – 280 с.
33. Атуш Э. Усреднение. Труды семинара Бурбаки за 1988 г. Сборник статей. Москва: Мир, 1990. – С. 7–31.
34. Козлов С.М. Метод усреднения и блуждания в неоднородных средах. УМН, Т. 40, №2, 1985. – С. 61–120.
35. Ректорис К. Вариационные методы в математической физике и технике. – Москва: Мир, 1985. – 589 с.
36. Чудновский А.Ф. Теплофизические характеристики дисперсных материалов. – Москва: Гос. изд. физ–мат. лит–ры, 1962. 456 с.
37. Буря А.И., Пелешенко Б.И., Рула И.В. Построение математической модели для расчета усредненного коэффициента теплопроводности углепластиков на основе фенилона. Материалы, технологии, инструменты. Междунар. научно-техн. журнал. – Гомель, 2010. Т. 15. №1. – С. 24–27.
38. Буря А. И., Пелешенко Б.И., Рула И.В. Математическая модель расчета усредненных теплоемкости и коэффициента теплопроводности углепластиков. Полимерные композиты и трибология, Поликомтриб – 2009: Междунар. научно-техн. конф. (г. Гомель, 22–25 июня 2009 г.) Гомель, 2009. – С. 43–44.
39. Буря А.И., Козлов Г.В., Рула И.В. Прогнозирование зависимости износа углепластиков от давления и скорости скольжения. Трение и износ. Междунар. научн. журнал. Гомель, 2005. Т. 26. № 2. – С. 187–190.
40. Буря А.И., Козлов Г.В., Рула И.В. Структурная модель механизмов фрикционного износа для углепластиков. Актуальные проблемы трибологии: материалы Междунар. научно-техн. конф. (г. Самара, 6–8 июня 2007 г.). – М., 2007. Том 2. – С. 516–519.
41. Буря А.И., Пелешенко Б.И., Рула И.В. Определение температуры и плотности теплового потока в зоне контакта вал-втулка. Трение и износ. Междунар. научн. журнал. Гомель, 2010. Т. 31. №6. – С. 582–589.
42. Буря А.И., Козлов Г.В., Рула И.В., Вишняков Л.Р. Влияние обратной связи на структуру и механические свойства углепластиков на основе фенилона. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. Наук. журнал. Запоріжжя, 2008. №1. – С. 43–46.

43. Burya A.I., Kozlov G.V., Chukalovsky P.A., Rula I.V. Dispersion-wave nature of forming the structure of carbon plastics based on phenilon. RaDMI 2005: Proceedings 5th International Conference Research and Development in Mechanical Industry, Plenary Session B. (Vrjačka Banja, Serbia and Montenegro 04-07 September 2005). CD-ROM ISBN 86-83803-20-1. 2005. – P. 326–330.

44. Буря А.И., Леви А.Г., Бедин А.С., Левит Р.М., Райкин В.Г. Влияние модуля упругости углеродных волокон на трение и износ углепластиков на основе ароматического полиамида. Трение и износ. – 1984. – т. 5. – №5. – С. 932–935.

45. Буря А.И., Козлов Г.В. Структурные аспекты трения и износа углепластиков на основе фенилона. Трение и износ.– 2003.– т. 24.– №3. – С. 279–283.

46. Kozlov G.V., Zaikov V.E. Structure of the Polymer Amorphous State. Leiden, Brill Academic Publishers. – 2004. – 465 p.

47. Козлов Г.В., Новиков В.У. Синергетика и фрактальный анализ сетчатых полимеров. – М.: Классика, 1998. – 112 с.

48. Фенилон – термостойкий ароматический полиамид / Соколов Л.Б., Кузнецов Г.А., Герасимов В.Д., Фоменко Л.Н., Кудим Т.В., Савинов В.М., Саенко А.Д., Гудимов М.М., Хрусллова Н.В., Бейдер Э.Л., Трофимович А.Н., Приходько О.Г. // Пластические массы. – 1967. – №9. – С. 21–23.

49. Буря А.И. Трение и изнашивание органопластиков на основе полиамида-6. Трение и износ.– 1998.– т. 19.– №5. – С. 671–67.

50. Методика расчетной оценки износостойкости поверхностей трения деталей машин. – М.: Из-во Стандартов, 1979. –156 с.

51. Баланкин А.С. Синергетика деформируемого тела. – М.: Изд-во Министерства Обороны СССР. – 1991. – 404 с.

52. Burya A.I. Friction and wear of carbon plastics based on polyethylene NORDTRIB'98 : Proceeding of the 8 th International Conference on Tribology, Volume I, Ebeltoft, Denmark, 7–10 June 1998. – P. 217–220.

53. Алоев В.З., Козлов Г.В. Физика ориентационных явлений в полимерных материалах. – Нальчик.: Полиграфсервис и Т, 2002 – 288 с.

54. Сандитов Д.С., Бартнев Г.М. Физические свойства неупорядоченных структур. – Новосибирск.: Наука, 1982. – 259 с.

55. Буря А.И., Козлов Г.В., Казаков М.Е. Описание формирования структуры углепластиков в рамках синергетики твердого тела. Матер. 24 ежегодной междунар. научно-практич. конф. «Композиционные материа-

лы в промышленности», 31 мая-4 июня 2004, Ялта – Киев: УИН «Наука. Техника. технология» – С. 246–248.

56. Буря А.И., Козлов Г.В. Синергетика структуры полимерных композитов, формируемой во вращающемся электромагнитном поле: Материалы научно-практической конференции 21–28 февраля 2004. – Р н/Д: Из-во Рост. Ун-та, 2004.– С. 56–58.

57. Иванова В.С., Кузеев И.Р., Закирничная М.М. Синергетика и фракталы. Универсальность механического поведения материалов.– Уфа: Изд-во УГНТУ, 1998. – 366 с.

58. Козлов Г.В., Липатов Ю.С. Описание структуры полимерной матрицы дисперсно-наполненных полимерных композитов как термического кластера: критические индексы. Механика композитных материалов.– 2003. – Т.39.– №1.– С. 89–96.

59. Козлов Г.В., Сандитов Д.С. Ангармонические эффекты и физико-механические свойства полимеров. – Новосибирск: Наука, 1994.– 261 с.

60. Будтов В.П. Физическая химия растворов полимеров. – СПб.: Химия, 1992. – 384 с.

61. Aharoni S.M., Correlations between chain parameters and failure characteristics of polymers below their glass transition temperature. *Macromolecules*.– 1985.– v.18.– №12.– P. 2624–2630.

62. Aharoni S.M. On entanglements of flexible and rodlike polymers. *Macromolecules*.– 1983.– v.16.– №9. – P. 1722–1728.

63. Липатов Ю.С. Физическая химия наполненных полимеров. – М.: Химия, 1977. – 304 с.

64. Новиков В.У., Козлов Г.В., Липатов Ю.С. Исследование межфазного слоя в наполненных полимерах с использованием концепции фракталов.– Пласт. массы.– 2003.– №10.– С. 4–8.

65. Новиков В.У., Козлов Г.В., Бурьян О.Ю. Фрактальный подход к межфазному слою в наполненных полимерах. Механика композитных материалов.– 2000. – т. 36.– №1.– С. 3–32.

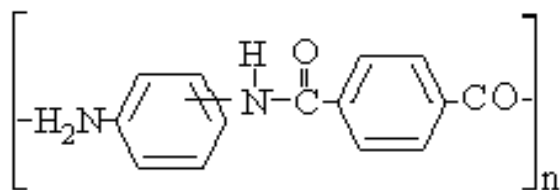
66. Козлов Г.В., Яновский Ю.Г., Липатов Ю.С. Фрактальный анализ структуры и свойств межфазных слоев в дисперсно-наполненных полимерных композитах.– Механика композиционных материалов и конструкций. – 2002. – т. 8. – №1. – С. 111–149.

2.2.1.2 Вивчення основних експлуатаційних характеристик вуглепластика на основі фенілону С-2

Сучасні машини і механізми працюють в умовах високих температур, інтенсивних швидкостей ковзання та навантажень. Враховуючи це, полімерні композиційні матеріали для вузлів тертя повинні мати покращений комплекс експлуатаційних характеристик, у тому числі, і триботехнічних. До перспективних полімерних в'язучих з метою створення нових полімерних композитів триботехнічного призначення слід віднести ароматичні поліаміди – фенілони. Завдяки високим значенням тепло- і термостійкості, міцності, стійкості до ударних навантажень та покращеним трибологічним властивостям, цей полімер широко застосовується у різноманітних галузях промисловості. Однак, при експлуатації в умовах тертя без змашування фенілон С-2 має достатньо високі значення коефіцієнта тертя, що суттєво обмежує його використання. Армування поліамідних в'язучих дрібнодисперсними наповнювачами, що традиційно використовуються для покращення триботехнічних характеристик цих полімерів (дисульфід молібдену, графіт, фторопласт-4 тощо), призводить до погіршення фізико-механічних властивостей композитів.

Одним із перспективних методів покращення властивостей фенілона є армування його вуглецевим волокном. Вуглецеве волокно не лише високоміцне і стійке до дії негативних зовнішніх факторів, але також має високу термічну стійкість, стійкість до руйнування, гарну здатність до розтягування та багато інших покращених показників.

Фенілон С-2 (ТУ6-05-226-72) являє собою лінійний гетероцепний кополімер, що містить у головному ланцюгу макромолекули амідну групу $-HNCO-$, з'єднану з обох сторін фенільними фрагментами [1]:



Основні технологічні характеристики в'язучого наведені у таблиці 2.24.

Таблиця 2.24 – Властивості фенілону С-2

Зовнішній вигляд	Насипна густина, г/см ³	Вологість, %	Питома в'язкість 0,5%-го розчину у ДМФА	Температура склування, К
Дрібнодисперсний білий порошок	0,33	0,40	1,2	553

Для армування фенілона С-2 було використане гідратцелюлозне вуглецеве волокно марки углен-9 (15 мас. %) діаметром 7÷9 мкм і довжиною 3 мм. Основні властивості вуглецевого волокна наведені у таблиці 2.25.

Таблиця 2.25 – Властивості волокна углен-9 [2]

Крихкість, ум. од.	Вологість волокна, %	Міцність джгута, кгс/мм ²	Модуль пружності, ГПа	Міцність елементарного волокна при розриві, МПа
30	3	6	15–18	350–500

На початковому етапі досліджень нами було здійснено детальний структурний аналіз обраного полімерного матеріалу із використанням методів квантової хімії, який включав теоретичне обґрунтування ефектів внутрішньо- і міжмолекулярного водневого зв'язування із оцінкою його впливу на міцнісні характеристики полімеру. Одержані результати показали, що між окремими мономерними ланками макромолекул фенілона С-2 має місце як утворення типових водневих зв'язків $>C=O \cdots H-N<$, так й цілого ряду електростатичних взаємодій, переважно за участю атомів Гідрогену у *орто*-положеннях бензенових кілець, зі значним сумарним внеском у загальну енергію стабілізації. При цьому основним напрямом взаємодій слід визнати перекривання типу $n_{1,2}(O) \rightarrow \sigma^*(NH)$ з енергіями 15,4 та 9,5 кДж/моль, що відповідають перенесенню електронів із власних неподілених електронних пар атомів Оксигену карбонільних груп на розпушуючі орбіталі NH-зв'язків. Запропоновані теоретичні моделі адекватно відображали енергетичні параметри досліджуваної системи [3].

Як показали результати рентгеноструктурного аналізу, дифрактограми ароматичного поліаміду фенілон С-2 і вуглепластика на його основі, армованого 15 мас.% вуглецевого волокна углен, мали різний характер (рис. 2.43). Звертає на себе увагу той факт, що аморфне гало, яке проявляється на кривих в області кутів Вульфа-Брега $2\theta = 20-30$ рад для вуглепластика суттєво зросло.

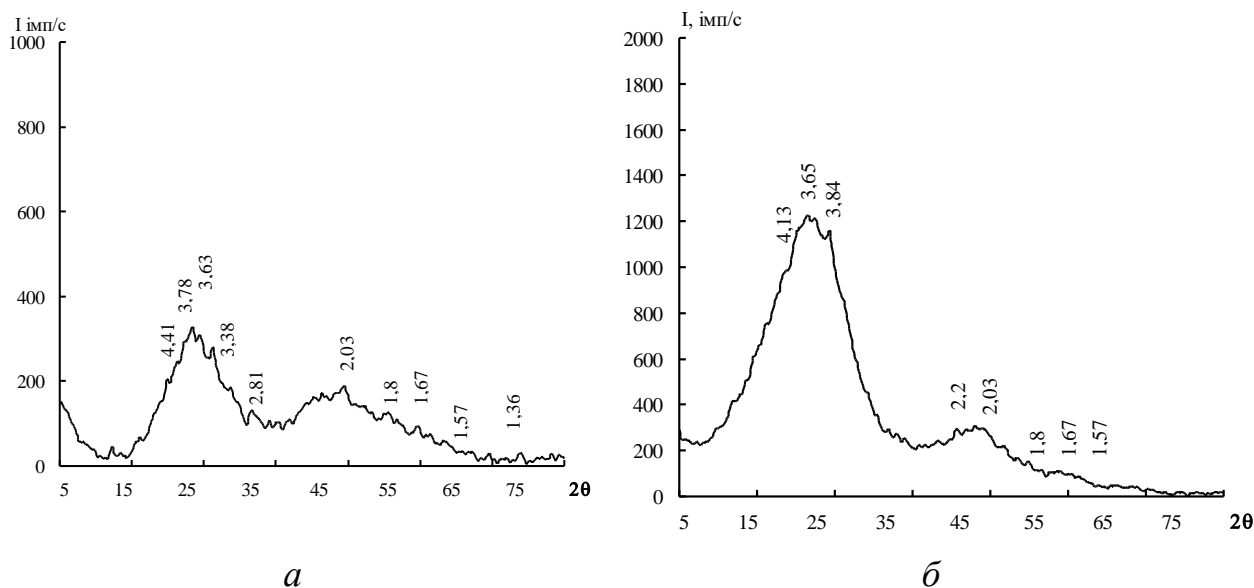


Рис. 2.43 – Дифракційні криві фенілону С-2 (а) і вуглепластика на його основі, армованого 15 мас.% волокна углен (б)

Розрахунок за формулою Селякова-Шеррера [4] показав, що розміри кристалітів полімерної матриці для вуглепластика зменшувались, що також підтверджувало той факт, що вуглепластик мав більш аморфну структуру у порівнянні з полімерною матрицею (табл. 2.26).

Таблиця 2.26 – Значення напівширини піків β і середнього розміру кристалітів L фенілону С-2 і вуглепластика на його основі

Матеріал	Напівширини піків β	Середній розмір кристалітів L , Å
Фенілон С-2	4,6	39
Вуглепластик	6,51	27

Дана обставина вказує на те, що в досліджуваному матеріалі має місце ефект зміцнення, який, визначається змочуванням і наступною адгезією в'язучого до наповнювача. При цьому формується протяжний міжфазний

шар з підвищеною впорядкованістю і обмеженим конформаційним набором макромолекул. Це, у свою чергу, призводить до прискорення зародкоутворення і росту кристалічної фази, а отже, до зниження розмірів кристалітів.

Хімічні процеси, що здійснюються за високих температур, супроводжуються термічною деструкцією чи структуруванням полімеру, а в присутності кисню окисними перетвореннями, які суттєво прискорюють руйнування полімеру. Це, в свою чергу, негативно впливає на фізичні властивості полімерних виробів та їх механічну міцність. Одним із методів дослідження поведінки матеріалів при нагріванні, що характеризує термостійкість, є термогравіметричний аналіз (ТГА) [5]. Термостійкість визначається тією температурною межею, при якій розпочинається термічна або термоокиснювальна деструкція матеріалу, що супроводжується виділенням летких продуктів. Внаслідок цього має місце втрата маси досліджуваного зразка, що і лежить в основі термогравіметричного аналізу. Температура, при якій спостерігається зменшення маси матеріалу, характеризує його термостійкість.

Результати термогравіметричного аналізу (рис. 2.44) свідчили про те, що термостійкість вуглепластика на основі фенілону С-2 була на 9–13 градусів вища за термостійкість вихідного полімеру. Зокрема, 10 і 20% втрата маси вуглепластика здійснювалась відповідно при температурах 425 і 489°C, в той час як для вихідного полімеру цей процес проявлявся відповідно за температур 412 і 480°C.

Згідно з [6], аналіз летких продуктів, що виділяються із фенілону в умовах термічної обробки, показав, що їх головною складовою є вода, яка сорбується зразками чи залишається в них після переробки, оскільки вона є одним із продуктів деструкції полімера. Іншими газоподібними продуктами (їх вміст не перевершує 5% від загальної кількості летких) є карбон (II) та карбон (IV) оксиди.

На кривих диференційного термогравіметричного аналізу (крива 3) в інтервалі температур, коли відбувається максимальна втрата маси зразка полімера і вуглепластика (до 150°C) спостерігався екзотермічний пік (відмічено стрілкою). Згідно з даними термічних досліджень встановлено, що для вуглепластика висота екзотермічного піку суттєво зростала і температура, при якій він проявляється складала 100°C, в той час, як для фенілону С-2 вона становила 120°C.

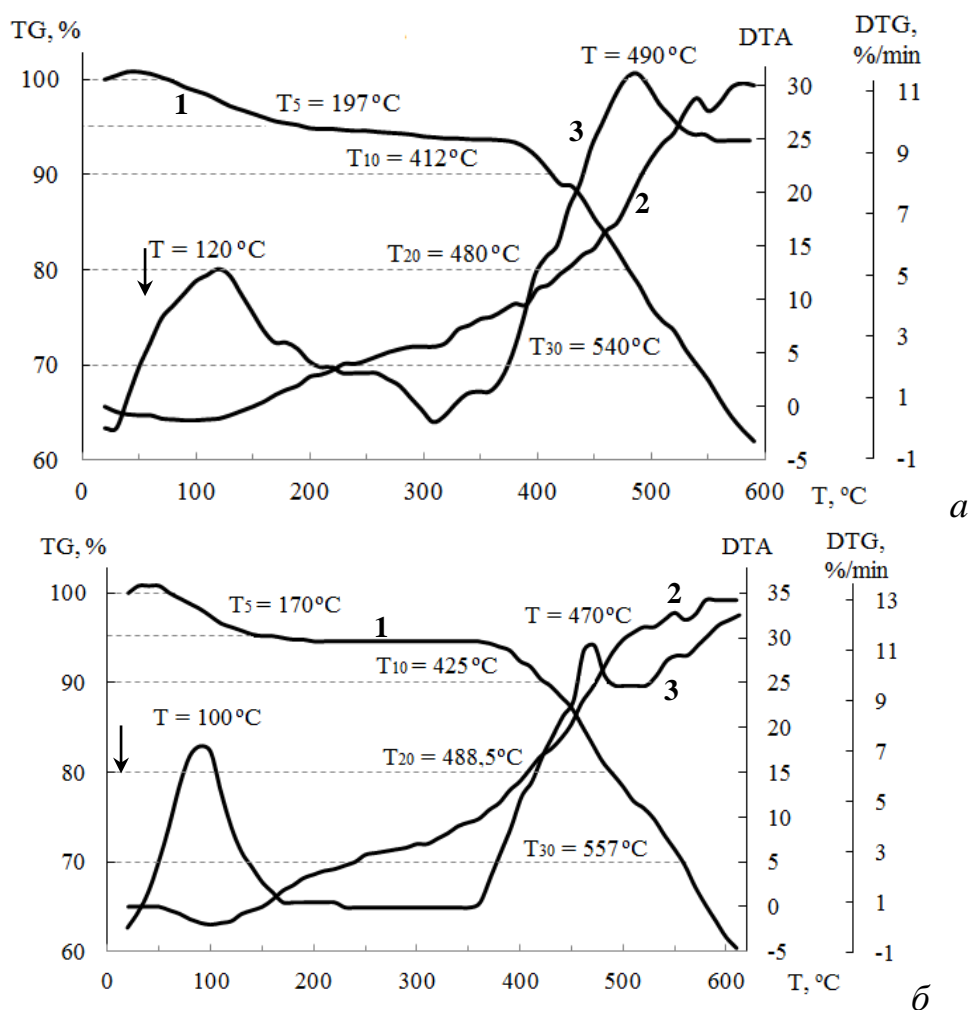


Рис. 2.44 – Криві термогравіметричного (1), диференційного термічного (2) та диференційного термогравіметричного (3) аналізів фенілону С-2 (а) і вуглепластика на його основі (б)

Це свідчить про те, що інтенсивність протікання окисних процесів в структурі вуглепластика вища порівняно з вихідним полімером і ці процеси починали розвиватися для зразків вуглепластика раніше, ніж для ароматичного поліаміду.

З метою вибору оптимальної кінетичної моделі для опису термічної деградації матеріалів за експериментальними даними, отриманими за допомогою ТГ-аналізу була розглянута можливість застосування математичних моделей різних гетерогенних процесів [7]. Як відомо, труднощі, що виникають під час оцінки кінетичних параметрів процесів термічного розкладу твердих речовин у заданому температурному інтервалі, пов'язані з великим числом суперечливих даних, на підставі яких отримані кінетичні рівняння, що характеризують різні твердофазні перетворення. Разом з тим, оцінюючи літературні джерела [7, 8] можна стверджувати про наявність сформованого стереотипу опису твердофаз-

них процесів з вибором в якості критерію оцінки хіміко-технологічного процесу ступеня перетворення α , що визначається за формулою [8]:

$$\alpha = (G_0 - G) / (G_0 - G_1),$$

де G_0, G, G_1 – початкова, у поточний момент часу і кінцева маси зразка.

Залежність ступеня перетворення від часу можна виразити у формі диференціального рівняння:

$$d\alpha / d\tau = k f(\alpha), \quad (2.41)$$

де τ – час; k – константа швидкості реакції; $f(\alpha)$ – алгебраїчна функція, що описує механізм процесу.

Залежність k від температури описується загальновідомим рівнянням Арреніуса [8]:

$$k = Z e^{-E_{акт.}/RT}, \quad (2.42)$$

де: R – універсальна газова стала, кДж/кг · К; e – основа натурального логарифма; Z – передекспоненціальний множник; $E_{акт.}$ – удавана енергія активації, кДж/моль.

З урахуванням залежності (2.42) рівняння (2.41) представили у вигляді:

$$d\alpha / d\tau = Z e^{-E_{акт.}/RT} f(\alpha). \quad (2.43)$$

Для кінетичного аналізу неізотермічної кривої, одержаної при лінійному нагріванні, існують два математичних методи: інтегральний і диференціальний. У даній роботі ми застосовували метод Коатса-Редферна [8] з використанням інтегральних кінетичних рівнянь, що допускає розгляд неізотермічної реакції в нескінченно малому інтервалі часу як ізотермічної. Після інтегрування і логарифмування залежність (2.43) набуває вигляду:

$$\lg \frac{k'(\alpha)}{T^2} = \lg \frac{ZR}{dT/d\tau \times E} \left(1 - \frac{2RT}{E} \right) - \left(\frac{E}{2,3RT} \right),$$

де: $k'(\alpha) = \int_0^n \frac{d\varepsilon}{df(\alpha)}$; $k'(\alpha) = \frac{(1-\alpha)^{1-n} - 1}{n-1}$ при $n \neq 1$; $k'(\alpha) = -\ln(1-\alpha)$; при $n = 1$, де n – порядок реакції.

Якщо припустити, що залежність $[\lg k'(\alpha)] - [1/T]$ лінійна, то в цьому випадку її можна використовувати для визначення механізму гетерогенної реакції. Ця залежність, розрахована безпосередньо за експериментальними величинами α і T буде лінійною тільки для такої функції $k'(\alpha)$, що відповідає найбільш імовірному процесу, що контролює дійсну швидкість реакції.

Визначення можливого механізму і розрахунок кінетичних параметрів процесу термодеструкції досліджуваних речовин здійснювали з використанням інтегральних кінетичних рівнянь різних механізмів гетерогенних процесів (табл. 2.27).

Таблиця 2.27 – Кінетичні рівняння різних механізмів гетерогенних процесів [8]

Кінетичне рівняння	Процес, що визначає швидкість реакції	Математична модель
$k\tau = \alpha$	Зародкоутворення за степеневим законом $n = 1$	(4)
$k\tau = 2\alpha^{1/2}$	Зародкоутворення за степеневим законом $n = 2$	(5)
$k\tau = 2[1 - (1 - \alpha)^{1/2}]$	Реакція на границі розділу фаз: – циліндрична симетрія	(6)
$k\tau = 3[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]$	– сферична симетрія	(7)
$k\tau = -\ln(1 - \alpha)$	Випадкове зародкоутворення, одне ядро на кожну частку	(8)
$k\tau = 2[-\ln(1 - \alpha)]^{1/2}$	Випадкове зародкоутворення, рівняння Авраамі-Єрофєєва, $n = 2$	(9)
$k\tau = 3[-\ln(1 - \alpha)]^{1/3}$	Випадкове зародкоутворення, рівняння Авраамі-Єрофєєва, $n = 3$	(10)
$k\tau = 4[-\ln(1 - \alpha)]^{1/4}$	Випадкове зародкоутворення, рівняння Авраамі-Єрофєєва, $n = 4$	(11)
$k\tau = 1/2 \alpha^2$	Одномірна дифузія	(12)
$k\tau = (1 - \alpha)\ln(1 - \alpha) + \alpha$	Двовимірна дифузія, циліндрична симетрія	(13)
$k\tau = 3/2[1 - (1 - \alpha^{1/3})]^2$	Тривимірна дифузія, сферична симетрія	(14)
$k\tau = \frac{3}{2}[(1 - \frac{2}{3}\alpha) - (1 - \alpha)^{2/3}]$	Двовимірна дифузія, рівняння Гістлінга-Броунштейна	(15)

Критеріями вибору математичної моделі були коефіцієнт кореляції прямої r у координатах рівняння Арреніуса і мінімум функції S :

$$S = f(\alpha(\tau), T(\tau), \Delta T(\tau), E_{акт.}, Z),$$

$$S = \left(\sum_{i=1}^n \sqrt{\frac{(\alpha_s - \alpha_p)^2}{m}} \right)^{1/2},$$

де: α_e, α_p – експериментальні і розрахункові значення ступеня перетворення; m – кількість експериментальних даних; T – температура; $E_{акт.}$ – енергія активації; Z – передекспоненціальний множник.

Результати розрахунку вихідних параметрів термодеструкції досліджуваних речовин: коефіцієнта кореляції r , мінімуму функції (S), енергії активації ($E_{акт.}$), передекспоненціального множника (Z), розраховані за програмою [8], розробленою для IBM, наведені у таблиці 2.28.

Таблиця 2.28 – Результати розрахунків кінетичних параметрів термодеструкції фенолону С-2 та вуглепластиків на його основі

Математична модель процесу	r	S	$E_{акт.},$ кДж/моль	$\lg Z$
1	2	3	4	5
Фенілон С-2				
(4)	0,984	$0,30 \cdot 10^{-1}$	64,83	-0,016
(5)	0,967	$0,18 \cdot 10^{-3}$	22,51	-1,929
(6)	0,988	$0,21 \cdot 10^{+1}$	94,82	1,728
(7)	0,989	$0,11 \cdot 10^{+2}$	106,63	2,411
(8)	0,988	$0,46 \cdot 10^{+3}$	133,04	3,935
(9)	0,984	$0,30 \cdot 10^{-1}$	56,61	0,046
(10)	0,976	$0,12 \cdot 10^{-2}$	31,47	-1,174
(11)	0,962	$0,24 \cdot 10^{-3}$	18,41	-1,748
(12)	0,988	$0,82 \cdot 10^{+3}$	149,44	4,110
(13)	0,990	$0,11 \cdot 10^{+6}$	184,95	6,183
(14)	0,991	$0,26 \cdot 10^{+8}$	233,05	8,488
(15)	0,990	$0,31 \cdot 10^{+6}$	200,72	6,618

Продовження таблиці 2.28

1	2	3	4	5
Фенілон С-2 + 15 мас. % углену				
(4)	0,993	$0,26 \cdot 10^{-1}$	66,73	0,094
(5)	0,986	$0,14 \cdot 10^{-3}$	23,58	-1,871
(6)	0,992	$0,43 \cdot 10^{+1}$	101,26	2,031
(7)	0,990	$0,35 \cdot 10^{+2}$	115,17	2,892
(8)	0,985	$0,36 \cdot 10^{+4}$	146,90	4,713
(9)	0,979	$0,95 \cdot 10^{-1}$	63,68	0,439
(10)	0,972	$0,29 \cdot 10^{-2}$	35,94	-0,909
(11)	0,958	$0,49 \cdot 10^{-3}$	22,07	-1,546
(12)	0,994	$0,87 \cdot 10^{+3}$	152,99	4,321
(13)	0,994	$0,24 \cdot 10^{+6}$	193,13	6,653
(14)	0,991	$0,24 \cdot 10^{+9}$	249,88	9,442
(15)	0,994	$0,11 \cdot 10^{+7}$	211,61	7,240

Як видно з таблиці 2.28 для всіх механізмів гетерогенних процесів отримані високі значення коефіцієнта кореляції, тому як основний критерій вибору оптимальної математичної моделі процесу деструкції використали мінімальне значення S , які отримані за кінетичними рівняннями 5 та 11 як для вихідного полімеру так і вуглепластика на його основі. Причому вуглепластик піддавався деструкції дещо повільніше, так як мав трохи вищі значення енергії активації, ніж чистий фенілон С-2. Таким чином, виходячи з розрахункових даних встановлено, що найкраще процес термодеструкції даних матеріалів описує рівняння Авраамі-Єрофєєва, $n = 4$ (12). Адекватно відображає процес і рівняння зародкоутворення за степеневим законом $n = 2$ (5). В той час як процес тривимірної деструкції (14) є найбільш повільним, тому що він вимагає найбільшої енергії активації.

Армування фенілону С-2 призводить до підвищення його міцнісних характеристик. Зокрема, межа міцності та межа текучості при стисненні для зробленого вуглепластика зростали відповідно на 110 МПа та 51 МПа, а модуль пружності збільшувався на 1515 МПа (табл. 2.29).

Дослідження характеру руйнування матеріалів при стисненні свідчило про те, що зразки фенілону С-2 руйнувались пластично: вони мали бочкоподібну форму і не руйнувались до моменту деформування.

Таблиця 2.29 – Міцнісні характеристики фенілону С-2 і вуглепластику на його основі

Матеріал	Межа міцності при стисненні, МПа	Межа текучості при стисненні, МПа	Модуль пружності при стисненні, МПа
Фенілон С-2	291,1	207,6	3144,6
Вуглепластик	401,1	258,6	4659,4

Вуглепластик руйнувався крихко: на його зразках з'являлись похилі тріщини, спрямовані паралельно площадкам, в яких діють найбільші дотичні напруги. Характер кривих «межа текучості при стисненні – деформація» полімерного в'язучого і вуглепластика відрізнялись. Зокрема, дослідження механічних властивостей розробленого композиційного матеріалу показало наступне. Характер зміни кривих «межа текучості при стисненні – деформація» фенілону С-2 і композиту на його основі (рис. 2.45) був характерним для полімерних матеріалів і належав до кривих V-типу [9]. На них є прямолінійна ділянка до напруги, що відповідала межі пропорційності; ділянка, де спостерігалось деяке відхилення від закону Гука, пов'язане із проявом сегментальної рухливості макромолекул, межа текучості, після якої розвивалась пластична деформація; стадія деформаційного зміцнення і руйнування. Згідно [9], якщо форма кривої належить до кривих V типу, тоді це свідчить про конкретний розвиток двох процесів. Спочатку пластичне течіння відбувається з руйнуванням вихідної структури полімерного матеріалу, результатом чого є спадання напруги. Якщо після цього руйнування не відбувається, то нагромадження деформації супроводжується руйнуванням попередньої структури полімерної структури в'язучого і перебудовою її в нову, яка характеризується більшою міцністю (рис. 2.45). У міру того як все більша кількість ланок полімеру набуває нової структури, збільшується опір матеріалу деформації, настає стадія деформаційного зміцнення, крива напруги знову починає підніматися. Чим крутіше піднімається крива, тим більш інтенсивно йде переорієнтація полімерних макромолекул.

Характеру руйнування досліджених зразків був він різний: для феніло-ну С-2 руйнування здійснювалось рахунок втрати стійкості, а для вуглепла-стика – з утворенням тріщини і наступним відколом фрагментів [10].

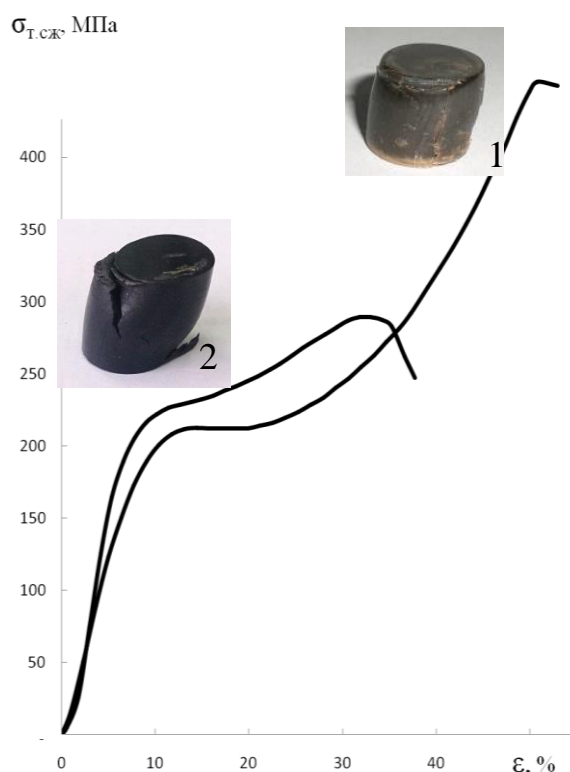


Рис. 2.45 – Криві залежності межі текучості при стисненні від відносного по- довження фенілолу С-2 (крива 1) та вуглепластика на його основі (крива 2)

Результати вивчення процесів тертя та зносу свідчили про те, що вугле-пластик мав покращений комплекс трибологічних властивостей порівняно із вихідним полімером. Зокрема, встановлено, що у всьому дослідженому діа-пазоні навантажень розроблений композит мав більш низький коефіцієнт те-ртя порівняно з ароматичним поліамідом. Звертало на себе увагу той факт, що максимальне падіння коефіцієнта тертя (на 62–65%) спостерігалось за мі-німальної швидкості ковзання, а при $v = 1,5 \text{ м/с}$ коефіцієнт тертя вуглепла-стику був на 34–46% нижчий, ніж у фенілолу С-2 (рис. 2.46). В усьому дослі-дженому діапазоні навантажень для вуглепластика коефіцієнт тертя при $v = 1 \text{ м/с}$ був нижчим, ніж у фенілолу С-2, в середньому 2,2–2,7 разів і мав мінімальне значення при $P = 0,65 \text{ МПа}$. Зокрема, якщо для ароматичного по-ліаміду в умовах даного навантаження коефіцієнт тертя дорівнював 0,43, то для вуглепластика він становив 0,15.

При більш жорстких умовах експлуатації ($\nu = 1,5$ м/с і $P = 0,8$ МПа) ароматичний поліамід фенілон С-2 втратив свою працездатність і визначити його коефіцієнт тертя не вдалось. Аналогічне явище спостерігалось для зразків вихідного полімеру при дослідженнях в умовах максимальної швидкості у всьому діапазоні навантажень, в той час як зразок вуглепластика стабільно працював у вказаних режимах експлуатації і мав коефіцієнт тертя 0,23–0,08, який зменшувався при підвищенні швидкості ковзання досягаючи низьких значень в діапазоні навантажень $P = 0,65$ – $0,8$ МПа.

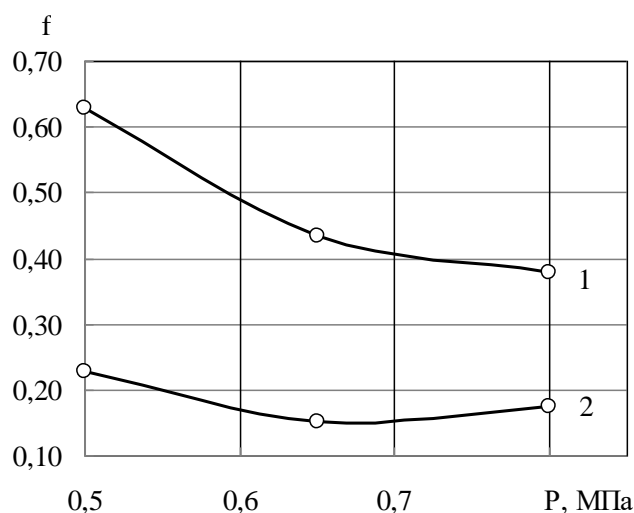


Рис. 2.46 – Вплив питомого навантаження на коефіцієнт тертя фенілону С-2 (1) і вуглепластика на його основі (2)

Інтенсивність лінійного зношування розробленого вуглепластика змінювалась від 0,038 до $0,031 \times 10^{-7}$, в той час як для зразків фенілону С-2 зростала від 2 до $10 \cdot 10^{-7}$ при $\nu = 1,0$ м/с, а при збільшенні швидкості ковзання матеріал взагалі почав катастрофічно зношуватись (табл. 2.30).

Таблиця 2.30 – Вплив питомого навантаження на інтенсивність лінійного зношування ($I_h \times 10^{-7}$) фенілону С-2 і вуглепластика на його основі

Матеріал	Питоме навантаження, МПа		
	0,50	0,65	0,80
Швидкість ковзання – 1 м/с			
Фенілон С-2	1,95	6,5	9,9
Вуглепластик	0,0307	0,0311	0,0381
Швидкість ковзання – 1,5 м/с			
Фенілон С-2	9,3	–	–
Вуглепластик	3,37	3,15	

В умовах швидкості ковзання $v = 1,5$ м/с поліамідний зразок залишався працездатним лише при $P = 0,5$ МПа; при цьому його коефіцієнт тертя склав 0,38, а інтенсивність лінійного зношування (I_h) – $9,3 \cdot 10^{-7}$. При навантаженнях понад 0,5 МПа поверхня полімерного зразка розм'якшувалась і намазувалась на поверхню контртіла, що призводило до катастрофічного зносу виробу. Це можна пояснити тим, що в умовах інтенсивних швидкостей ковзання і навантажень на поверхні сталюого диску розвивалась достатньо висока температура, яка призвела до розм'якшення поверхневих шарів полімеру, в результаті чого адгезія між поверхнями, що труться, зросла і знос поліамідного зразку був максимальним. Зносостійкість вуглепластику при $v = 1,5$ м/с була майже у 3 рази вища і зразок стабільно працював до навантаження $P = 0,65$ МПа.

В цілому слід зазначити, що для усіх досліджуваних матеріалів зносостійкість знижувалась в умовах збільшення питомого навантаження, причому, більш інтенсивно ця тенденція проявлялась для вихідного полімеру. Наприклад, якщо при збільшенні навантаження від 0,5 до 0,8 МПа інтенсивність лінійного зношування вуглепластика збільшилась в 1,2 рази, то для фенілону С-2 вона зросла більш, ніж у 5 разів (табл. 2.30).

В результаті проведених триботехнічних досліджень встановлено, що вироби із вуглепластика мали критерій працездатності PV (добуток швидкості ковзання на питоме навантаження) до $1,6$ МПа · м/с, у той час як для ароматичного поліаміду він не перевищував $1,0$ МПа · м/с

В цілому, результати досліджень показали, що армування ароматичного полдіаміду фенілон С-2 вуглецевим волокном дозволило суттєво покращити експлуатаційні характеристики вихідного полімеру і розширити галузі його застосування. Розроблений вуглепластик має покращені термічні, фізико-механічні та трибологічні властивості (низький коефіцієнт тертя та високу зносостійкість), що дозволяє його рекомендувати як матеріал конструкційного і антифрикційного призначення для вузлів тертя машин і механізмів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Соколов Л.Б. Термостойкие и высокопрочные полимерные материалы. – М.: Знание, 1984. – 64 с.
2. Технічні умови ТУ 6-06-548-76. Волокно «Углен-9».
3. Вивчення властивостей вуглепластика на основі фенілона С-2 / О.П. Чигвінцева, І.В. Рула, А.В. Токар, С.В. Кравченко, Г.О. Петрушина// Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – Луцьк. – Випуск 64, 2018 – С. 236–242.
4. Мартынов М.А., Вылегжанина К.А. Рентгенография полимеров.– Ленинград: «Химия», 1972. – 96 с.
5. Шестак Я. Теория термического анализа: Пер. С нгл. – М.: Мир, 1987. – 456 с.
6. Коршак В.В. Термостойкие полимеры, М.: Наука, 1969. – 381 с.
7. Коршак В.В. Химическое строение и температурные характеристики полимеров. Изд-во «Наука», 1970. – С. 390.
8. Zuru A.A., Whitehead R., Criffiths D.L. A new technique for determination of the possible reaction mechanism from non-isothermal thermogravimetric data // Thermochim. Acta, 164, 1990. – P. 285–305.
9. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. Пер. с англ. / Под ред Бернштейна М.Л., Ефименко С.П. – М.: Металлургия, 1989. – 576 с.
10. Чигвінцева О.П., Рула І.В. Вуглепластик на основі ароматичного поліаміду // Збірник тез доповідей II Всеукраїнської наукової конференції «Теоретичні та експериментальні аспекти сучасної хімії та матеріалів» ТАСХ-2018, 10.04.2018. – С. 14–15.

2.2.2 Органопластики на основі ароматичних фенілонів С-1 і С-П

2.2.2.1 Порівняльний аналіз термічних і трибологічних властивостей ароматичних поліамідів фенілон С-1 і фенілон С-П

Ароматичні поліаміди фенілони належать до полярних сполук з сильною міжмолекулярною взаємодією, яка реалізується за рахунок виникнення водневих зв'язків. Ці особливості макромолекул і обумовлюють особливості експлуатаційних властивостей полімерів. Фенілони – негорючі та хімічно стійкі полімери, що зберігають свою працездатність в інтервалі температур від 153 до 553К і мають високу жорсткість, твердість і здатність до пластичних деформацій. До основних переваг ароматичних поліамідів слід віднести те, що ці термопласти поєднують у собі високі тепло- і термостійкості з жорсткістю, міцністю і високими антифрикційними властивостями, що суттєво розширює їх застосування в різних галузях промисловості. Використання фенілонів дозволяє вирішити проблему отримання високоміцних, тепло- і термостійких матеріалів.

Відомо [1, 2], що ароматичні поліаміди при терті в умовах невисоких навантажень зношуються приблизно у чотири рази менше у порівнянні з аліфатичними. Характер процесів тертя і зношування фенілону істотно залежить від режимів експлуатації та температури, що розвиваються у вузлі тертя [1], тому вивчення термічних і трибологічних властивостей зазначеного в'язучого має науковий і практичних інтерес.

Диференційний термічний аналіз належить найбільш чутливих методів, що дозволяють визначати різноманітні зміни, що відбуваються при нагріванні досліджуваних матеріалів і супроводжуються виділенням чи поглинанням тепла [2].

Термостійкість ароматичних поліамідів в значній мірі визначається їх будовою. Внаслідок різної доступності полімерного матеріалу до впливу кисню і через відмінності умов видалення з нього реакційної і сорбованої вологи може змінюватися характер протікання процесів термічної і термоокиснювальної деструкції фенілонів [1].

У нашому випадку результати термічного аналізу (рис. 2.47, табл. 2.31) свідчить про те, що фенілон С-1 є більш термостійким полімером у порівнянні з фенілоном С-П.

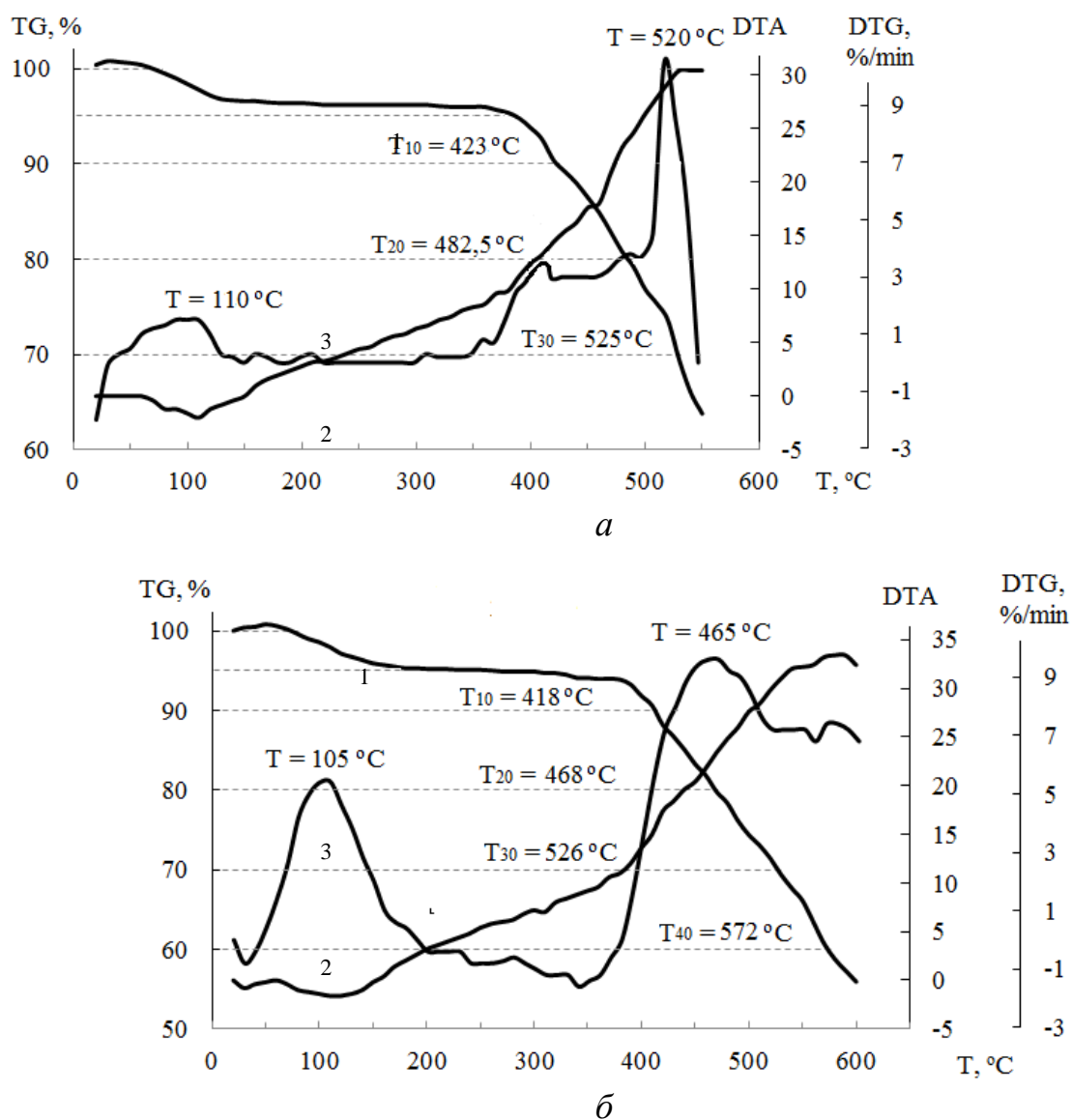


Рис. 2.47 – Криві термогравіметричного (1), диференційного термічного (2) і диференційного термогравіметричного (3) аналізів фенілону С-1 (а) і фенілону С-П (б)

Таблиця 2.31 – Термостійкість ароматичних поліамідів

Матеріали	T ₁₀	T ₂₀
Фенілон С-1	423	483
Фенілон П	418	468

* T₁₀ и T₂₀ – температури 10 и 20% втрати маси зразків, °С

Аналіз кривих залежності втрата маси – температура для досліджуваних матеріалів показав, що на початковому етапі досліджень в температурному діапазоні 373–383К, спостерігалось поступове зменшення маси зразків фенілонів на 2–5%, пов’язане з втратою вологи. Потім до $T = 653$ К маса зразків залишалася практично незмінною; при цьому спостерігався плавний хід кривих ДТА (рис. 2.47, крива 2) без яскраво виражених змін. Інтенсивна деградація фенілонів, що супроводжується значною втратою маси, почала даватися взнаки після 648 К. На кривих ДТА в області температур 653–793 К спостерігалися піки, що характеризують процес розкладання ароматичних поліамідів (рис. 2.47, крива 3), причому для фенілону С-1 процес розкладання почав проявлятися при 793 К, а для фенілону С-П – при 738 К.

Відомо [3], що на термостійкість фенілонів суттєво впливає ізомерія положення замісників в ароматичному ядрі (табл. 2.32).

Таблиця 2.32 – Вплив ізомерії заміщення на термостійкість ароматичних поліамідів

Матеріал	Формула	Термостійкість, К
полі- (<i>m</i> -феніленізофталамід)		603
полі- (<i>p</i> -феніленізофталамід)		663

Як видно з даних табл. 2.32, полімер, що містить цикли, заміщені в *p*-положенні більш термостійкий у порівнянні з *m*-ізомерами, тому цілком закономірним є той факт, що фенілон С-1 – кополімер *m*- і *p*-феніленізофталамідів відрізняється більш високою термостійкістю у порівнянні з фенілоном С-П, що підтверджується даними термічного аналізу.

Визначення можливого механізму і розрахунок кінетичних параметрів процесу термодеструкції ароматичних поліамідів проводили з використанням інтегральних кінетичних рівнянь різних механізмів гетерогенних процесів.

Розрахунок проводився згідно з програмою з використанням методу Коатса-Редферна із застосуванням рівняння Арреніуса [4-5]. Вихідними параметрами для кожного механізму слугували середньоквадратичні відхилення мінімуму функції S , коефіцієнта кореляції r , енергії активації E і передекспоненціального множника Z .

Основою алгоритму розрахунку була перевірка лінійності функції $\lg k'(\alpha) - 1/T$, а також визначення мінімуму функції S для математичних моделей основних механізмів гетерогенних процесів:

$$S = f \{ \alpha(\tau), T(\tau), \Delta T(\tau), E_{акт.}, Z \}, \quad (2.44)$$

$$S = \sqrt{\sum_{i=1}^m \frac{(\alpha_{експ.} - \alpha_{розн.})^2}{m}} \quad (2.45)$$

де: $\alpha_э$, α_p – експериментальні і розрахункові значення ступеня перетворення; m – кількість експериментальних даних; T – температура; $E_{акт.}$ – енергія активації; Z – передекспоненціальний множник.

Критеріями вибору математичної моделі термодеструкції фенолонів були коефіцієнт кореляції прямої r в координатах рівняння Арреніуса і мінімум функції S .

Результати розрахунку вихідних параметрів термодеструкції досліджуваних речовин, розраховані за програмою [5], наведені в таблиці 2.33.

Таблиця 2.33 – Розрахункові кінетичні параметри процесу термодеструкції ароматичних поліамідів

Математична модель процесу	r	S	$E_{акт.}$, кДж/моль	$\lg Z$
Фенілон С-1				
$k\tau = 2[1 - (1 - \alpha)^{1/2}]$	0,993	0,0169	133,16	3,61
$k\tau = 3[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]$	0,995	0,0152	147,45	4,41
Фенілон П				
$k\tau = 2[1 - (1 - \alpha)^{1/2}]$	0,998	0,0113	141,32	4,15
$k\tau = 3[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]$	0,997	0,0117	158,17	5,11

* r – коефіцієнт кореляції; $E_{акт.}$ – енергія активації; Z – передекспоненціальний множник

В результаті розрахунків було встановлено, що найбільш адекватно процес термодеструкції феніленів відображають математичні моделі реакції на межі поділу фаз: рівняння сферичної симетрії (2.43) – для фенілону С-1 і циліндричної симетрії (2.47) – для фенілону С-П [6]:

$$k\tau = 2[1 - (1 - \alpha)^{1/2}] \quad (2.46)$$

$$k\tau = 3[1 - (1 - \alpha)^{1/3}] \quad (2.47)$$

Триботехнічні дослідження ароматичних поліамідів показало на загальну закономірність: найбільш працездатні зразки із фенілонів були при випробовуваннях в умовах мінімальної швидкості ковзання 0,5 м/с (рис. 2.48). Порівняння значень трибологічних властивостей фенілону С-1 і фенілону С-П, досліджених за даної швидкості ковзання, показало, що більш низькі значення коефіцієнта тертя були характерні для фенілону С-П. При швидкості ковзання $v = 0,5$ м/с зі зростанням питомої тиску для поліамідних в'язучих коефіцієнт тертя знижувався, причому більш істотно (більш ніж на 30%) для фенілону С-1, в той час як для фенілону С-П він змінювався незначно і знаходився в межах 0,15–0,17. Звертає на себе увагу той факт, що з посиленням навантажувального режиму різниця між коефіцієнтами тертя поліамідних в'язучих за мінімальної швидкості ковзання зменшувалась. Зокрема, якщо при тиску $P = 0,2$ МПа коефіцієнт тертя фенілону С-П був на 31% нижчий, ніж у фенілону С-1, то при $P = 0,8$ МПа ця різниця склала всього 5% (рис. 2.48,а, б, крива 1).

Дані проведених триботехнічних випробовувань показали, що зі збільшенням швидкості ковзання коефіцієнт тертя фенілонів в усьому дослідженому діапазоні навантажень зменшувався (рис. 2.48,а, б). Це, ймовірно, обумовлено, з одного боку, скороченням часу фрикційного зв'язку полімерний зразок – сталеве контртіло, а з іншого – збільшенням тангенціальної складової швидкості ковзання, що сприяло ефективному видаленню частинок зносу із зони тертя [7].

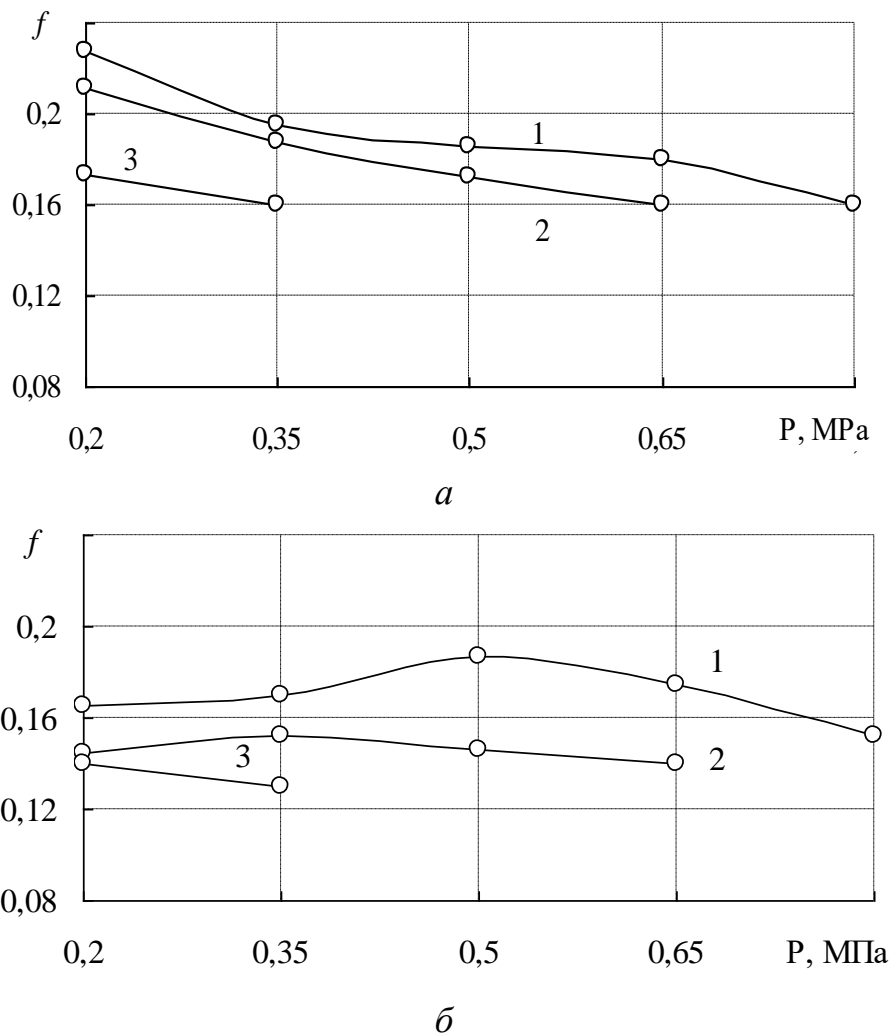


Рис. 2.48 – Вплив питомого навантаження на коефіцієнт тертя фенілону С-1 (а) і фенілону С-ІІ (б), досліджених в умовах сухого тертя за швидкостей ковзання 0,5 (1), 1 (2) и 1,5 м/с (3)

Що стосується зносостійкості досліджених полімерів, слід звернути увагу на прояв загальної тенденції: зі збільшенням швидкості ковзання інтенсивність лінійного зносу зразків зростала, а при більш жорстких режимах випробувань ($v = 1,5$ м/с і $P = 0,8$ МПа, а також при $v = 2$ м/с і $P = 0,5-0,8$ МПа) зразки поліамідних в'язучих катастрофічно зношувалися і втрачали свою працездатність (табл. 2.34). Останнє, очевидно, можна пояснити тим, що в цих умовах в зоні тертя розвивається температура, близька до температури розм'якшення полімерів, що призводить до схоплення полімерних матеріалів з контртілом і, як наслідок, до збільшення коефіцієнта тертя і інтенсифікації процесів зносу пластиків [7].

Таблиця 2.34 – Вплив режимів експлуатації на інтенсивність лінійного зношування ароматичних поліамідів фенілон С-1 та С-П, $I_h \times 10^{-8}$

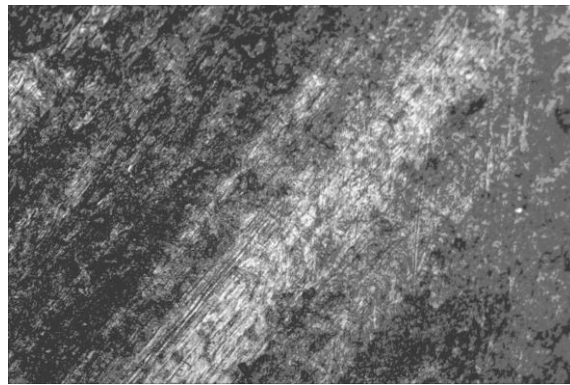
Швидкість ковзання, м/с	Питоме навантаження, МПа				
	0,2	0,35	0,5	0,65	0,8
Фенілон С-1					
1,0	1,3	1,9	4,2	5,9	13
1,5	1,5	2,7	5,6	23	–
2,0	1,8	3,0	–	–	–
Фенілон С-П					
1,0	3,5	5,4	8,8	12	25
1,5	5,7	6,2	9,1	13	–
2,0	6,0	7,4	–	–	–

У цілому, інтенсивність лінійного зносу (I_h) зразків ароматичних поліамідів суттєво залежала від питомого тиску (табл. 2.27). В умовах мінімальної швидкості ковзання при $P = 0,2\text{--}0,5$ МПа інтенсивність лінійного зносу зразків фенілону С-1 і фенілону С-П зросла відповідно в 3,2 і 2,5 разів, При більш високих значеннях питомих тисків знос матеріалів значно зростає, причому для фенілону С-П ця тенденція почала проявлятися раніше ($P = 0,65$ МПа), ніж для зразків фенілону С-1 ($P = 0,8$ МПа).

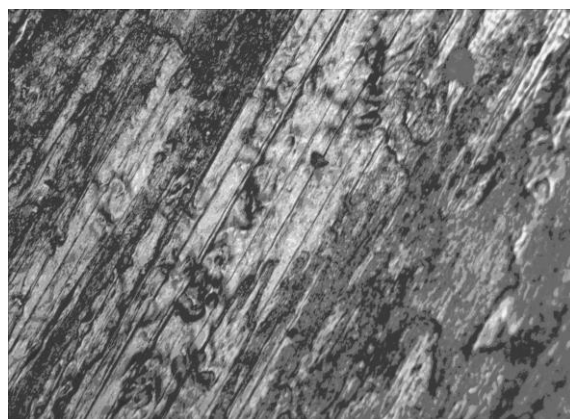
Мікроструктурні дослідження зразків (рис. 2.49) показали, що при терті ароматичних поліамідів по поверхні сталевого контртіла відбувалося безпосереднє руйнування поверхневого шару полімерів шляхом зрізу, причому, для фенілону С-П цей процес почав проявлятися в умовах більш низьких температур і більш інтенсивно (рис. 2.49,б).

Аналіз поверхні контртіла свідчив про наявність на ній щільної плівки, що утворилась із продуктів трибодеструкції поліамідів. Утворення поверхневої плівки було викликано тим, що в результаті підвищення температури в зоні контакту полімерний зразок – контртіло зросли адгезійні сили між полімером і сталевим диском. При терті зразків поліамідних в'язучих в результаті зносу спостерігалось утворення дрібнодисперсних продуктів, які накопичувалися на поверхні сталевого диска, в результаті чого тертя полімерів в процесі досліджень проводилося не по поверхні контртіла, а по продуктам зносу.

Таким чином, результати проведених термічних і трибологічних досліджень дозволили зробити висновок про те, що термостійкість і триботехнічні характеристики ароматичних поліамідів в значній мірі визначались їх хімічною будовою. Змішаний кополіамід фенілон С-1, що складається з мета- і пара-феніленізофталамідів, відрізнявся більш високою термостійкістю і починав розкладатися за температури на 55°C вище, ніж фенілон С-П. Це обумовлено впливом ізомерії положення заступників в ароматичному ядрі полімеру: фенілон С-1 містить в своєму складі ланки більш термостійкого *m*-феніленізофталаміду, тому він більш стійкий до впливу високих температур і процеси термо-окиснювальної деструкції протікали для нього в області більш високих температур, ніж для фенілону С-П. За триботехнічними характеристиками більш перспективним матеріалом виявився фенілон С-П.



a



б

Рис. 2.49 – Мікроструктура поверхні тертя зразків фенілону С-1 (*a*) і фенілону С-П (*б*). Збільшення $\times 180$

Зазначений ароматичний поліамід у всьому дослідженому інтервалі швидкостей ковзання і питомого тиску мав низький коефіцієнт тертя (0,13–0,19), що в середньому на 25–35% нижчим, ніж у фенілону С-1. В цілому, досліджені ароматичні поліаміди можуть стабільно працювати в вузлах тертя маючи критерій працездатності $PV \leq 0,7$ МПа · м/с [7–10].

Вплив вмісту органічного волокна терлон на термічні і трибологічні властивості ароматичного поліаміду фенілон С-1

При розробці композиційних матеріалів на основі ароматичного поліаміду фенілон особлива увага приділяється поліпшенню таких властивостей, як термостійкість, вогнестійкість, електропровідність, ударна міцність, тертя та знос. Відомо [3, 11–12], що ароматичні поліаміди при експлуатації в умовах тертя за невисоких навантажень мають більш високу зносостійкість у порівнянні з аліфатичними. Характер процесів тертя та зношування фенілону визначається режимами експлуатації, у яких він працює, тому вивчення трибологічних властивостей вказаного полімеру і композиційного матеріалу на його основі має науковий і практичний інтерес.

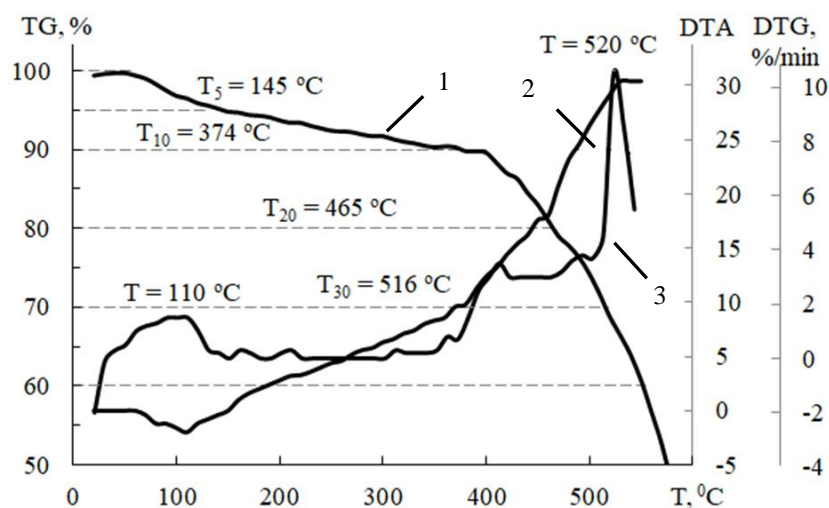
З метою створення нового полімерного композиційного матеріалу антифрикційного призначення ароматичний поліамід фенілон С-1 армували термостійким високоміцним органічним волокном терлон у кількості 15 і 25 мас. %.

Результати термогравіметричного аналізу (рис. 2.50, табл. 2.35) свідчили про те, що термостійкість органопластиків на основі фенілону С-1 була вища за термостійкість вихідного полімеру. Це пов'язано з тим, що волокно терлон має високу термостійкість (рис. 2.51), отже, його введення у поліамідну матрицю, підвищувало відповідно і термостійкість розроблених композитів.

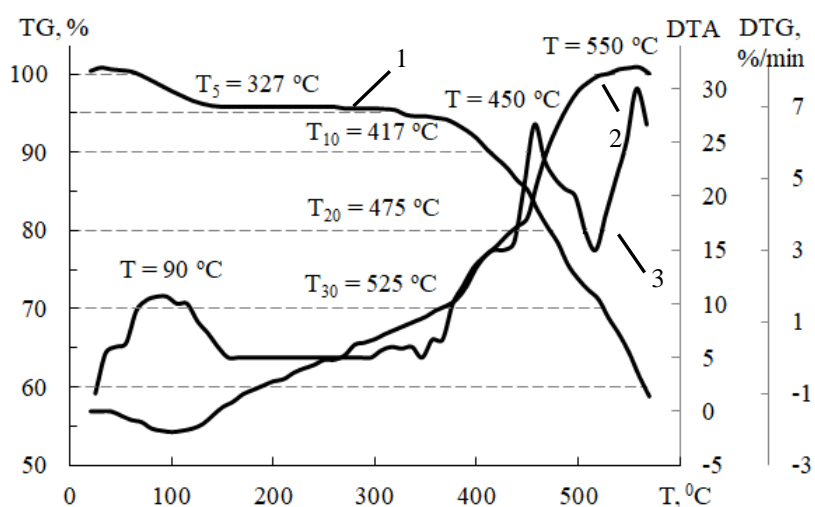
Таблиця 2.35 – Термостійкість фенілону С-1 і органопластиків на його основі

Матеріал	Температура, °С				
	T ₅	T ₁₀	T ₂₀	T ₃₀	T _{max}
С-1	145	374	465	516	520
С-1 + 15% терлону	327	417	475	525	550
С-1 + 25% терлону	392	425	487	532	570

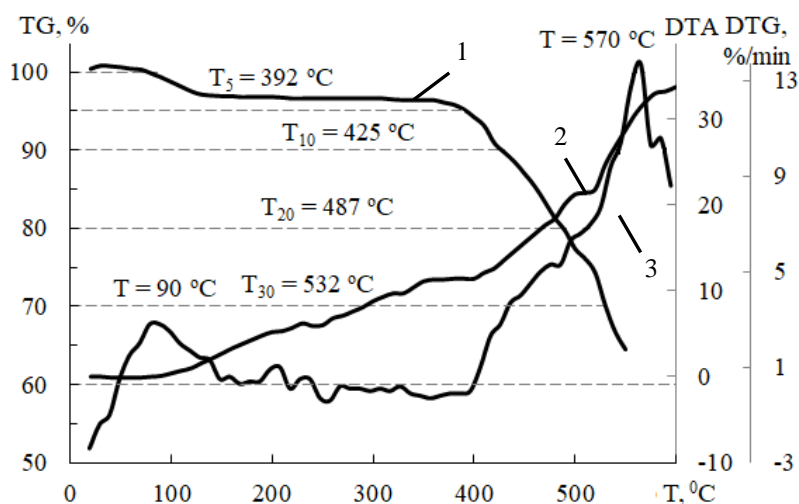
Примітка: T₅, T₁₀, T₂₀, T₃₀, T_{max} – температури 5, 10, 20, 30% та максимальної втрати маси, К



a



б



в

Рис. 2.50 – Криві термогравіметричного (1), диференційного термічного (2) і диференційного термогравіметричного (3) аналізів фенілону С-1 (а) і органопластиків на його основі, що містять 15 (б) та 25 (в) мас. % волокна терлон

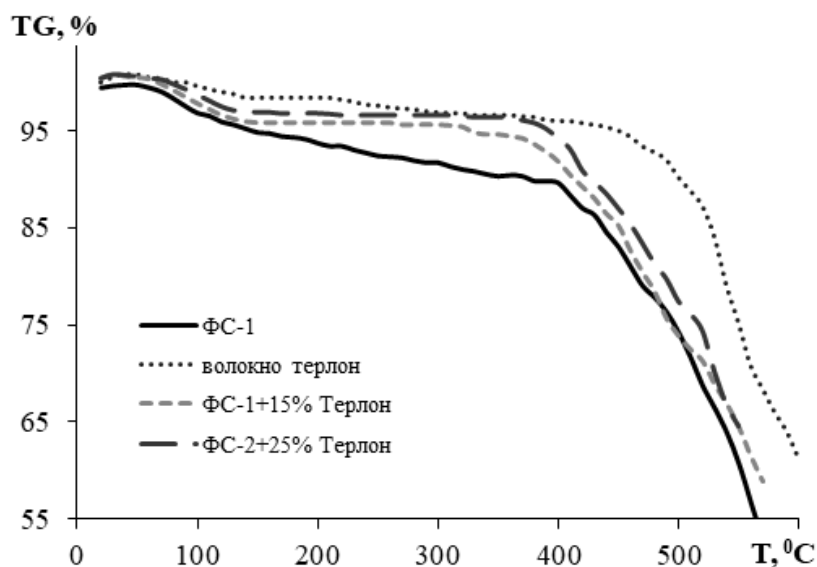


Рис. 2.51 – Криві термогравіметричного аналізу фенілону С-1 (—), волокна терлон (.....) і органопластиків, що містять 15 (---) та 25 (-.-.-) мас. % волокна терлон

Зокрема, 10 і 20% втрата маси зразків органопластиків здійснювалась за температур на 43–51 та 10–22°C вище, ніж у фенілону С-1.

На кривих ДТА в області температур 500–600°C спостерігалися піки, що характеризували процес розкладу полімерної матриці і композитів на її основі (рис. 2.50, крива 3). Звертав на себе увагу той факт, що якщо для фенілону С-1 вказаний процес почав проявлятися за температури 520°C, а для композитів, армованих 15 і 25 мас. % терлону – відповідно за температур 550 і 570°C.

Згідно з [12], аналіз летких продуктів, що виділялись із фенілону в умовах термічної обробки, показав, що їх головною складовою була вода, яка сорбується зразками чи залишається в них після переробки, оскільки вона є одним із продуктів деструкції полімеру. Іншими газоподібними продуктами (їх вміст не перевершує 5% від загальної кількості летких) є карбон (II) та карбон (IV) оксиди.

Визначення можливого механізму і розрахунок кінетичних параметрів процесу термодеструкції досліджуваних речовин здійснювали з використанням інтегральних кінетичних рівнянь (табл. 2.33) різних механізмів гетерогенних процесів. Високі значення коефіцієнта кореляції (табл. 2.36) були

отримані за всіма кінетичними рівняннями, тому як основний критерій вибору оптимальної математичної моделі процесу використовувалось мінімальне значення S . Виходячи з даних табл. 2.36, було встановлено, що найбільш адекватно процес термодеструкції волокна терлон, фенілону С-1 і органопластиків на його основі описували рівняння зародкоутворення за степеневим законом $n = 1$ та $n = 2$:

$$k\tau = \alpha;$$

$$k\tau = 2\alpha^{1/2}$$

Таблиця 2.36 – Кінетичні параметри термодеструкції органічного волокна терлон, ароматичного поліаміду фенілон С-1 і органопластиків на його основі

Математичні рівняння процесу	r	S	$E_{акт.},$ кДж/моль	$\lg Z$
1	2	3	4	5
Волокно терлон				
(4)	0,992	0,018	94,765	1,05
(5)	0,988	0,018	37,850	-1,38
(6)	0,986	0,024	119,62	2,39
(7)	0,984	0,026	128,89	2,89
(8)	0,979	0,029	148,97	3,97
(9)	0,973	0,119	64,968	0,08
(10)	0,963	0,452	36,961	-1,14
(11)	0,948	0,504	22,855	-1,71
(12)	0,994	0,018	208,56	6,22
(13)	0,991	0,049	239,08	7,86
(14)	0,986	0,289	276,83	9,42
(15)	0,989	0,183	251,58	8,06
Фенілон С-1				
(4)	0,989	0,016	54,599	-0,66
(5)	0,973	0,016	17,628	-2,24
(6)	0,976	0,026	85,495	1,10
(7)	0,970	0,029	98,211	1,83
(8)	0,957	0,037	127,71	3,49

Продовження таблиці 2.36

1	2	3	4	5
(9)	0,942	0,236	54,191	-0,16
(10)	0,917	0,325	26,676	-1,31
(11)	0,873	0,358	17,419	-1,84
(12)	0,992	0,016	128,55	2,81
(13)	0,987	0,056	163,39	4,83
(14)	0,975	0,335	515,76	7,30
(15)	0,983	0,221	180,69	5,31
С-1 + 15 мас. % терлону				
(4)	0,997	0,014	77,271	0,53
(5)	0,995	0,014	28,922	-1,65
(6)	0,990	0,022	105,402	2,15
(7)	0,986	0,028	116,417	2,78
(8)	0,977	0,030	141,00	4,17
(9)	0,969	0,284	60,795	0,17
(10)	0,956	0,397	37,055	-1,08
(11)	0,935	0,441	20,680	-1,68
(12)	0,998	0,014	173,98	5,20
(13)	0,995	0,053	207,44	7,12
(14)	0,988	0,312	252,23	9,20
(15)	0,993	0,200	222,09	7,48
С-1 + 25 мас. % терлону				
(4)	0,996	0,016	102,28	1,83
(5)	0,997	0,015	41,461	-0,99
(6)	0,989	0,027	113,64	3,56
(7)	0,984	0,027	145,51	4,23
(8)	0,991	0,027	171,72	5,69
(9)	0,994	0,291	76,174	0,94
(10)	0,992	0,415	44,436	-0,57
(11)	0,989	0,464	28,418	-1,29
(12)	0,995	0,017	225,05	7,78
(13)	0,995	0,058	262,09	9,87
(14)	0,997	0,304	310,35	12,10
(15)	0,996	0,191	277,94	10,28

Результати трибологічних досліджень (рис. 2.52) свідчили про те, що коефіцієнт тертя (f) органопластиків суттєво залежав від вмісту волокнистого наповнювача: мінімальні значення цього показника в усьому дослідженому діапазоні навантажень мав композит, що містив 25 мас. % терлону.

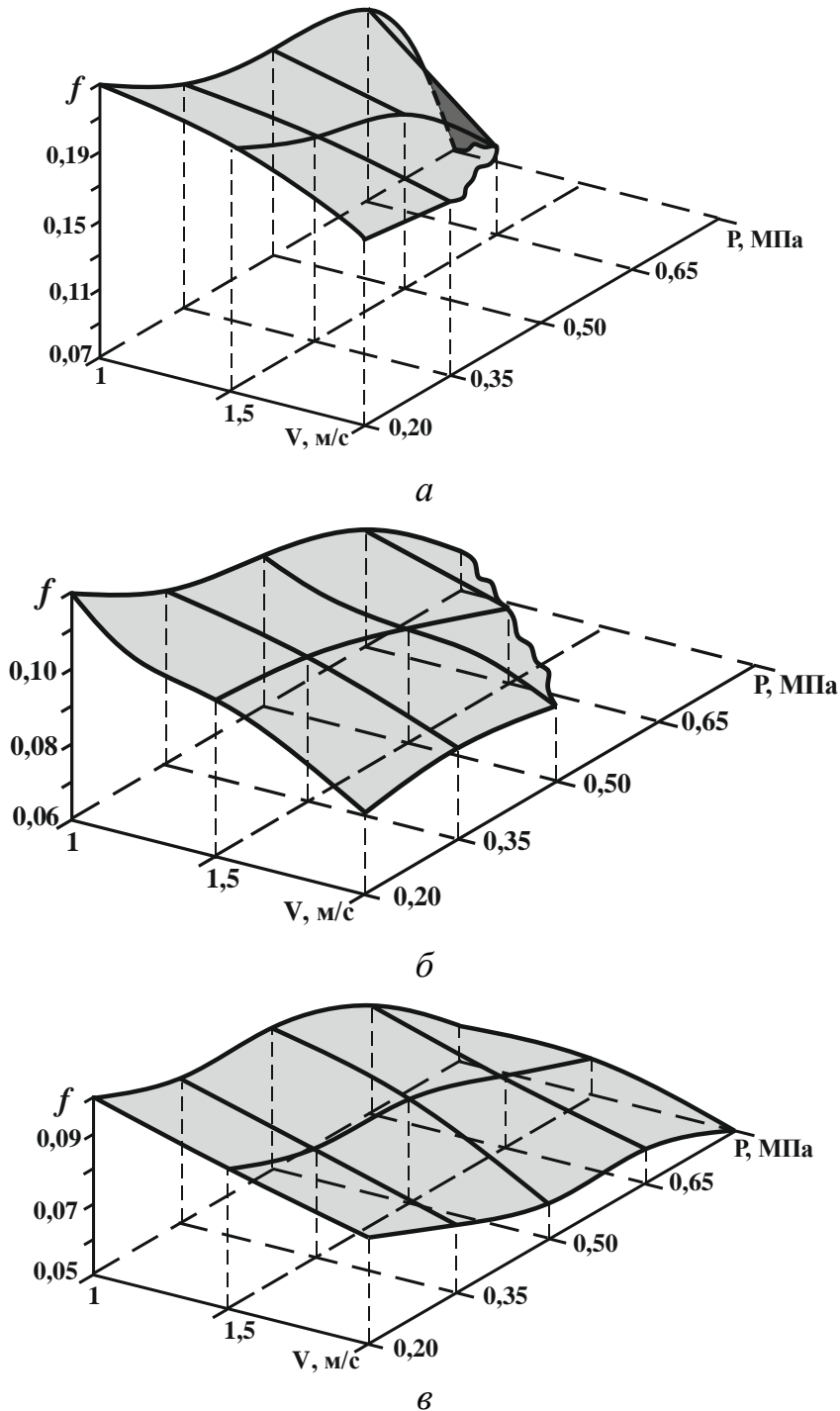


Рис. 2.52– Вплив режимів експлуатації на коефіцієнт тертя фенілону С-1 (*a*) та органопластиків на його основі, армованих 15 (*б*) і 25 (*в*) мас. % терлону

Коефіцієнт тертя органопластика, армованого 25 мас. % терлону, при експлуатації в умовах швидкості ковзання $v = 1$ м/с в діапазоні питомих навантажень $P = 0,2\text{--}0,8$ МПа порівняно з вихідним полімером знизився в середньому відповідно на 27–63%. При швидкостях ковзання 1,5 і 2 м/с вказаний композит залишався працездатним до максимальних навантажень і мав коефіцієнт тертя в середньому у 2,5 рази нижчий, ніж у фенілону С-1. Зразок вихідного полімеру в умовах тертя при $v = 1,5$ і 2 м/с залишався дієздатним до питомих навантажень 0,65 і 0,35 МПа відповідно, в той час як композит, що містив 25 мас. % терлону, при вказаних режимах експлуатації показав гарну працездатність і мав низький коефіцієнт тертя (0,08–0,09). Зразок органопластика, що містив 15 мас. % терлону, стабільно працював при $v = 1,5$ і 2 м/с до питомих навантажень 0,65 і 0,5 МПа відповідно маючи коефіцієнт тертя 0,12–0,08.

Дані проведених досліджень свідчили про те, що зі зростанням швидкості ковзання коефіцієнт тертя вихідного полімеру і композитів на його основі зменшувався в середньому на 30–40%. В умовах максимальної швидкості ковзання стабільно низькі значення коефіцієнта тертя в усьому дослідженому діапазоні питомих навантажень були характерні для органопластика, армованого 25 мас. % терлону (рис. 2.53). З одного боку, це можна пояснити скороченням часу фрикційного зв'язку полімерний зразок – контртіло, а з іншого – зростанням тангенційної складової швидкості ковзання, що сприяло ефективному видаленню частинок зносу із зони тертя [13].

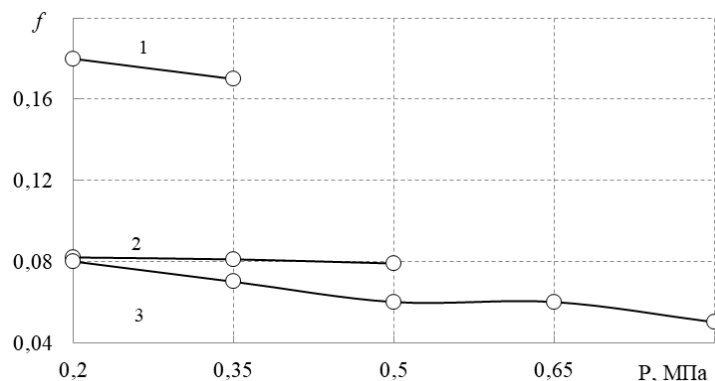


Рис. 2.53 – Вплив питомого навантаження на коефіцієнт тертя зразків фенілону С-1 (1) і органопластиків на його основі, армованих 15 (2) та 25 (3) мас. % волокна терлон, досліджених в умовах швидкості ковзання 2 м/с

Інтенсивність лінійного зношування матеріалів суттєво залежала від режимів трибологічних досліджень. Звертає на себе увагу загальна тенденція збільшення інтенсивності лінійного зношування зі зростанням швидкості ковзання та питомого навантаження (табл. 2.37). Зразки ароматичного поліаміду при терті в умовах швидкостей ковзання $v = 1,5$ і 2 м/с катастрофічно зношувались при $P = 0,8$ МПа і $0,5-0,8$ МПа відповідно і втрачали свою працездатність. Органопластик, що містив 15 мас. % терлона, як і вихідний полімер, також катастрофічно зношувався в умовах високих питомих навантажень і швидкостей ковзання. Визначення температури в зоні контакту «полімерний зразок – контртіло» показало, що на поверхні сталюого диску розвивалась доволі висока температура, яка призводить до схоплювання полімерних матеріалів зі сталюим диском, внаслідок чого процеси зносу зразків суттєво інтенсифікуються.

Таблиця 2.37 – Вплив режимів експлуатації на інтенсивність лінійного зношування фенілону С-1 і органопластиків на його основі, $I_h \cdot 10^{-8}$

P, МПа	Фенілон С-1	С-1+15% терлону	С-1+25% терлону
$v = 1$ м/с			
0,2	1,29	0,52	0,12
0,35	1,11	0,96	0,20
0,5	4,19	1,65	0,48
0,65	5,85	1,91	0,49
0,8	10,7	2,84	0,92
$v = 1,5$ м/с			
0,2	10,5	0,62	0,19
0,35	2,69	1,39	0,20
0,5	5,53	4,97	1,17
0,65	29,4	22,5	0,82
0,8	–	–	3,23
$v = 2$ м/с			
0,2	1,76	1,30	0,20
0,35	4,35	2,34	0,33
0,5	–	–	0,67
0,65	–	–	0,75
0,8	–	–	2,41

Найбільш зносостійким матеріалом виявився зразок органопластика, армованого 25 мас. % терлону, який стабільно працював і мав найменший знос у порівнянні з іншими досліджуваними матеріалами. Визначення інтенсивності лінійного зношування вказаного органопластика показало, що зі зростанням навантажувального режиму цей показник збільшувався в усьому діапазоні досліджуваних швидкостей ковзання (табл. 2.37). При випробовуванні в умовах швидкості ковзання $v = 1$ м/с інтенсивність лінійного зношування цього композиту зростає майже у 7 раз, при $v = 1,5$ та 2 м/с відповідно – в середньому у 15 разів [14, 15].

Слід зазначити, що поверхня тертя усіх досліджуваних зразків була скловидною. Це свідчить про те, що і вихідний полімер, і органоластики на його основі зношувались за втомлювальним механізмом (рис. 2.54).

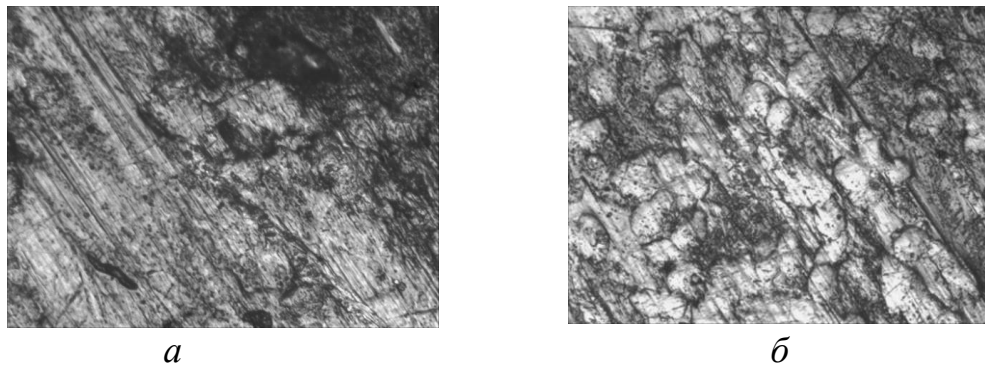


Рис. 2.54 – Зовнішній вигляд зразків фенілону С-1 (а) і органопластика на його основі (б) після тертя при режимах експлуатації: $v = 2$ м/с, $P = 0,2$ МПа

Виходячи з отриманих даних, можна зробити висновок, що критерій працездатності PV (добуток швидкості ковзання і питомого навантаження) органопластика, армованого 25 мас. % терлону, більш, ніж у 2 рази перевищував критерій PV вихідного полімеру і органопластику, армованого 15 мас. % терлону (1,6 та 0,7 МПа · м/с відповідно).

Отже, дослідження особливостей процесів тертя та зношування ароматичного поліаміду фенілон С-1 і органопластиків на його основі свідчили про те, що покращені трибологічні властивості мав композит, армований максимальною кількістю волокна терлон. Органопластик, що містив 25 мас. % волокна терлон, мав низький коефіцієнт тертя та високу зносостійкість, тому може з успіхом використовуватись як антифрикційний матеріал у вузлах тертя рухомих з'єднань машин та механізмів.

Вплив вмісту органічного волокна терлон на структуру, термічні і трибологічні властивості ароматичного поліаміду фенілон С-П

Результати термічних досліджень свідчили про те, що армування ароматичного поліаміду фенілон С-П волокном терлон збільшило термостійкість органопластиків на його основі (рис. 2.55, табл. 2.38).

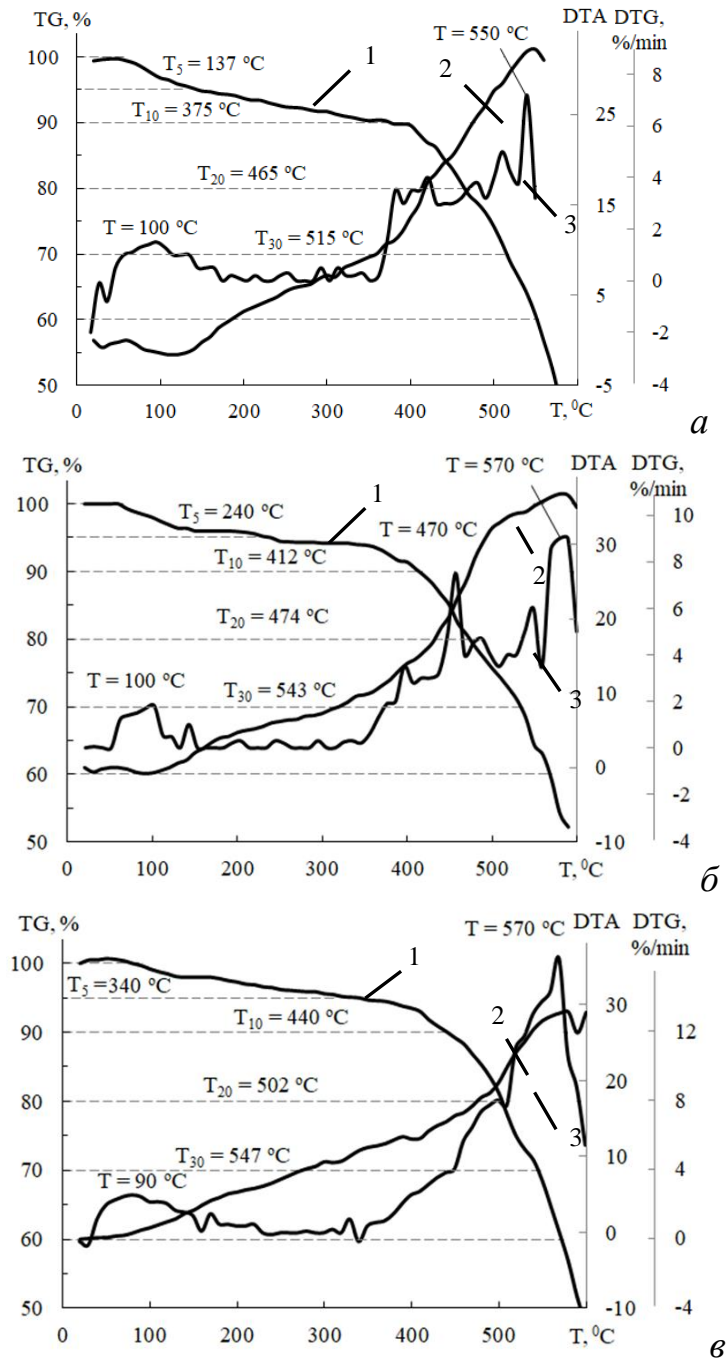


Рис. 2.55 – Криві термогравіметричного (1), диференційного термічного (2) і диференційного термогравіметричного (3) аналізів фенілону С-П (а) і органопластиків на його основі, що містять 15 (б) та 25 (в) мас. % терлону

Таблиця 2.38 – Термостійкість фенілону С-П і органопластиків на його основі

Матеріал	Температура, °С				
	T ₅	T ₁₀	T ₂₀	T ₃₀	T _{max}
С-П	137	375	465	515	550
С-П + 15% терлону	240	412	474	543	570
С-П + 25% терлону	340	440	502	547	570

Примітка: T₅, T₁₀, T₂₀, T₃₀, T_{max} – температури 5, 10, 20, 30% та максимальної втрати маси, К

Зокрема, 10 і 20% втрата маси зразків органопластиків здійснювалась за температур на 28–65 та 9–32°С вище, ніж у фенілону С-1.

Як основний критерій вибору оптимальної математичної моделі процесу термодеструкції фенілону С-П і органопластиків на його основі використовувалось мінімальне значення *S*. Виходячи з даних табл. 2.39, встановлено, що найбільш адекватно процес термодеструкції фенілону С-1 і композитів на їх основі також описують рівняння зародкоутворення за степеневим законом (табл. 2.39, рівняння 4 і 5).

Таблиця 2.39 – Кінетичні параметри термодеструкції ароматичного поліаміду фенілон С-П і органопластиків на його основі

Математичні рівняння процесу	<i>r</i>	<i>S</i>	<i>E_{акт.}</i> , кДж/моль	lg Z
1	2	3	4	5
С-П				
(4)	0,989	0,016	54,599	-0,66
(5)	0,973	0,016	17,628	-2,24
(6)	0,976	0,026	85,495	1,10
(7)	0,970	0,029	98,210	1,82
(8)	0,957	0,037	127,71	3,49
(9)	0,942	0,236	54,190	-0,16
(10)	0,917	0,324	29,675	-1,31
(11)	0,873	0,358	17,419	-1,84
(12)	0,992	0,016	128,55	2,81
(13)	0,998	0,056	163,89	4,84

Продовження таблиці 2.39

1	2	3	4	5
(14)	0,975	0,335	215,76	7,30
(15)	0,983	0,221	180,69	5,31
С-П + 15 мас. % терлону				
(4)	0,997	0,013	74,201	0,31
(5)	0,994	0,013	27,459	-1,76
(6)	0,991	0,020	107,48	2,17
(7)	0,987	0,024	120,85	2,92
(8)	0,979	0,031	151,34	4,61
(9)	0,973	0,259	66,041	0,39
(10)	0,963	0,359	37,592	-0,93
(11)	0,947	0,398	23,378	-1,56
(12)	0,997	0,013	167,66	4,75
(13)	0,995	0,042	206,44	6,92
(14)	0,989	0,324	260,93	9,48
(15)	0,993	0,209	224,21	7,43
С-П + 25 мас. % терлону				
(4)	0,996	0,010	62,133	-0,33
(5)	0,992	0,010	21,141	-2,08
(6)	0,992	0,016	88,976	1,18
(7)	0,989	0,018	99,493	1,78
(8)	0,983	0,023	123,11	3,11
(9)	0,976	0,257	51,927	4,11
(10)	0,964	0,357	28,198	-0,36
(11)	0,942	0,395	16,321	-1,44
(12)	0,997	0,010	143,54	3,45
(13)	0,996	0,039	175,31	5,26
(14)	0,991	0,329	218,28	7,20
(15)	0,995	0,201	189,39	5,58

Інтенсивна деструкція фенілону С-П і органопластиків на його основі, яка супроводжувалась значною втратою маси, почала проявлятися після 500°C. На кривих ДТА (рис. 2.55, крива 3) в області температур 550–600°C піки, наявність яких характеризує процес розкладання досліджених матеріалів, для органо-пластиків порівняно з вихідним полімером зміщувались в область більш високих температур (від 550 – для фенілону С-П до 570°C – для органопластиків).

Результати трибологічних досліджень свідчили про те, що за мінімальної швидкості ковзання (рис. 2.56,*a*) коефіцієнт тертя композитів на основі фенілону С-П в усьому дослідженому діапазоні навантажень знизився на 50–74%, при цьому зі зростанням навантаження різниця у коефіцієнтах тертя в'язучого і органопластиків збільшилась від 2 до 3,8 разів. Мінімальний коефіцієнт тертя мав композит, армований 25 мас. % терлону (0,08–0,05).

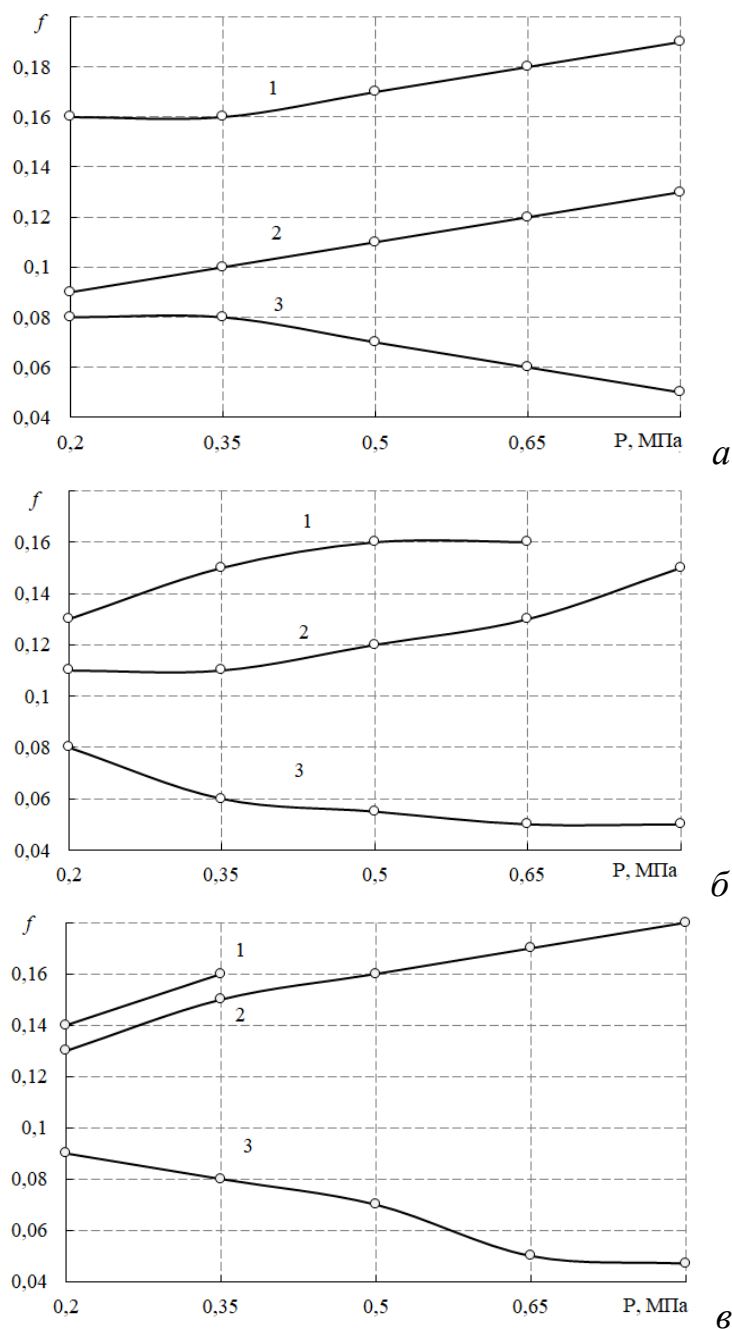


Рис. 2.56 – Вплив питомого навантаження на коефіцієнт тертя фенілону С-П (крива 1) і органопластиків на його основі, що містять 15 (крива 2) та 25 мас. % (крива 3) волокна терлон

При дослідженнях зразків в умовах швидкості ковзання $v = 1,5$ м/с, коефіцієнт тертя органопластика, армованого 25 мас. % терлону, зі збільшенням навантаження знизився від 0,08 до 0,05 і був на 39–69% нижчим, ніж у чистого фенілону С-П. Коефіцієнт тертя вихідного полімера при навантаженнях 0,2–0,5 МПа зріс от 0,13 до 0,16, після чого стабілізувався. За максимального навантаження 0,8 МПа зразки вихідного полімера втратили свою працездатність, внаслідок чого їх коефіцієнт тертя визначити не вдалось (рис. 2.56,б, крива 1). Результати досліджень в умовах максимальної швидкості ковзання ($v = 2$ м/с) показали, що в'язуче може стабільно працювати лише за навантажень 0,2–0,35 МПа, в той час як зразки органопластика експлуатувались в усьому дослідженому діапазоні навантажень ($P = 0,2–0,8$ МПа), однак, їх знос суттєво зростав (рис. 2.56).

Трибологічні дослідження, проведені при за максимальної швидкості ковзання ($v = 2$ м/с) свідчили про те, що вихідний полімер катастрофічно зношувався при навантаженнях $P = 0,5–0,7$ МПа, в той час як органопластиків на його основі продовжували стабільно працювати при заданих умовах експлуатації.

Звертає на себе увагу той факт, що зі збільшенням вмісту органічного волокна терлон у поліамідному в'язучому, зносостійкість органопластиків зростала незалежно від режимів експлуатації (табл. 2.40). Зокрема, за мінімальної швидкості ковзання ($v = 1$ м/с) інтенсивність лінійного зношування фенілону С-П зросла майже у 6 разів, у той час як для органопластиків, армованих 15 та 25 мас. % терлону, вона збільшилась менш, ніж у 3 рази. Отже, органічне волокно терлон позитивно впливало на зносостійкість поліамідного в'язучого, підвищуючи її у 2 рази.

В цілому, інтенсивність лінійного зношування зразків вихідного полімеру і композитів на його основі зі зростанням питомого навантаження та швидкостей ковзання зростала (табл. 2.40) [16].

Таблиця 2.40 – Вплив режимів експлуатації на інтенсивність лінійного зносу ароматичного поліаміду фенілон С-П і органічних пластиків на його основі, $I_h \times 10^{-8}$

Швидкість ковзання, м/с	Питомий тиск, МПа				
	0,2	0,35	0,5	0,65	0,8
Фенілон С-П					
1,0	4,5	7,5	9,8	12,1	25,0
1,5	5,9	9,4	10,3	12,7	26,1
2,0	6,8	10,4	–	–	–
Фенілон П + 15% терлону					
1,0	4,3	6,9	8,6	9,3	10,5
1,5	5,4	8,7	9,0	10,4	11,2
2,0	5,9	9,6	10,3	11,7	12,8
Фенілон П + 25% терлону					
1,0	3,5	5,7	7,5	8,2	10,1
1,5	4,0	7,2	8,7	9,9	10,9
2,0	6,2	8,4	9,3	10,2	11,5

**Дослідження впливу режимів експлуатації на коефіцієнт тертя
і інтенсивність лінійного зносу з використанням
методу математичного планування експерименту**

При дослідженні впливу режимів експлуатації деталей з органічних пластиків на основі ароматичного поліаміду фенілон С-П та С-1, армованих 15 та 25 мас.% волокна терлон застосовували математичне планування експерименту [17], а в якості параметрів оптимізації було обрано коефіцієнт тертя та інтенсивність лінійного зносу.

Вплив цих факторів досліджували за загальною схемою при трьох рівнях кожного з них. Для спрощення розрахунків, фактичні значення питомого навантаження та швидкості ковзання перетворювали в умовні одиниці. Значення змінних встановлювали таким чином, щоб при переведенні в умовний масштаб вони відповідали: –1; 0; +1 (табл. 2.41).

Таблиця 2.41 – Основні параметри експлуатації деталей
при сухому терті по сталі 45

Показник	Факт	Крок	Значення рівнів змінних		
			-1	0	1
P, МПа	x ₁	0,3	0,2	0,5	0,8
V, м/с	x ₂	0,5	1	1,5	2

Коефіцієнти рівняння для трьох змінних розраховували за результатами двадцяти семи експериментів на основі плану Бокса-Бенкена (табл. 2.42)

Рівняння мають наступний загальний вигляд:

$$f_{TP} = b_0 + b_1x_1 + b_{11}x_1^2 + b_2x_2 + b_{22}x_2^2 + b_{12}x_1x_2 + b_{122}x_1x_2^2 + b_{112}x_1^2x_2 + b_{1122}x_1^2x_2^2,$$

і аналогічно

$$I_{hTP} = b_0 + b_1x_1 + b_{11}x_1^2 + b_2x_2 + b_{22}x_2^2 + b_{12}x_1x_2 + b_{122}x_1x_2^2 + b_{112}x_1^2x_2 + b_{1122}x_1^2x_2^2$$

де: f_{TP} , I_{hTP} – властивості, що досліджуються (коефіцієнт тертя, інтенсивність лінійного зношування); b_0 , b_1 , b_2 , b_{11} , b_{22} , b_{12} , b_{122} , b_{112} , b_{1122} – коефіцієнти рівняння; x_1 , x_2 – відповідно питома навантаження, швидкість ковзання температура, фактичні значення яких при постановці досліду наведені в табл. 2.42.

Таблиця 2.42 – Схема планування експерименту трьох компонентів
фенілону С-П + 15 мас. % терлону

№ експерименту	Значення параметру				f_{TP}	I_{hTP}
	Умовних одиниць		Реальне значення			
	x ₁	x ₂	P, МПа	V, м/с		
1	-1	-1	0,2	1	0,142	6,37E-09
2	-1	0	0,2	1,5	0,134	5,91E-09
3	-1	+1	0,2	2	0,121	1,60E-08
4	0	-1	0,5	1	0,121	1,60E-08
5	0	0	0,5	1,5	0,182	1,43E-07
6	0	+1	0,5	2	0,131	1,05E-07
7	+1	-1	0,8	1	0,106	1,11E-07
8	+1	0	0,8	1,5	0,095	1,38E-07
9	+1	+1	0,8	2	0,086	3,26E-09

Використовуючи прикладний пакет програм «STATISTICA 10», визначено коефіцієнти рівняння для коефіцієнту тертя:

$$b_0 = 0,124; b_1 = -0,011; b_{11} = 0,025; b_2 = 0,024; b_{22} = -0,002; b_{12} = 0,043; \\ b_{122} = -0,019; b_{112} = 0,028; b_{1122} = -0,022.$$

Отримане рівняння для розрахунку має вигляд:

$$f_{TP} = 0,124 - 0,011 \cdot P + 0,025 \cdot P^2 + 0,024 \cdot V - 0,002 \cdot V^2 - 0,043 \cdot P \cdot V - 0,019 \cdot P \cdot V^2 + \\ + 0,028 \cdot P^2 \cdot V - 0,022 \cdot P^2 \cdot V^2$$

та аналогічно визначено коефіцієнти рівняння для інтенсивності лінійного зношування і рівняння має вигляд:

$$I_{hTP} = 6,05 \cdot 10^{-8} + 1,13 \cdot 10^{-7} \cdot P - 3,10 \cdot 10^{-9} \cdot P^2 + 5,42 \cdot 10^{-8} \cdot V - 2,40 \cdot 10^{-8} \cdot V^2 + \\ + 1,50 \cdot 10^{-8} \cdot P \cdot V - 6,07 \cdot 10^{-9} \cdot P \cdot V^2 + 5,47 \cdot 10^{-8} \cdot P^2 \cdot V - 2,96 \cdot 10^{-8} \cdot P^2 \cdot V^2$$

Перевірку статистичної значущості коефіцієнтів рівняння регресії b_0 , b_1 , b_2 , b_{11} , b_{22} , b_{12} , b_{122} , b_{112} , b_{1122} оцінювали на основі обчислювання довірчих інтервалів, враховуючи дисперсію, що характеризує похибки визначення коефіцієнтів рівняння. Сам же довірчий інтервал розраховували за критерієм Стьюдента, заданого згідно прийнятим ступеням свободи (f_1 , f_2) і рівнем значимості (0,95).

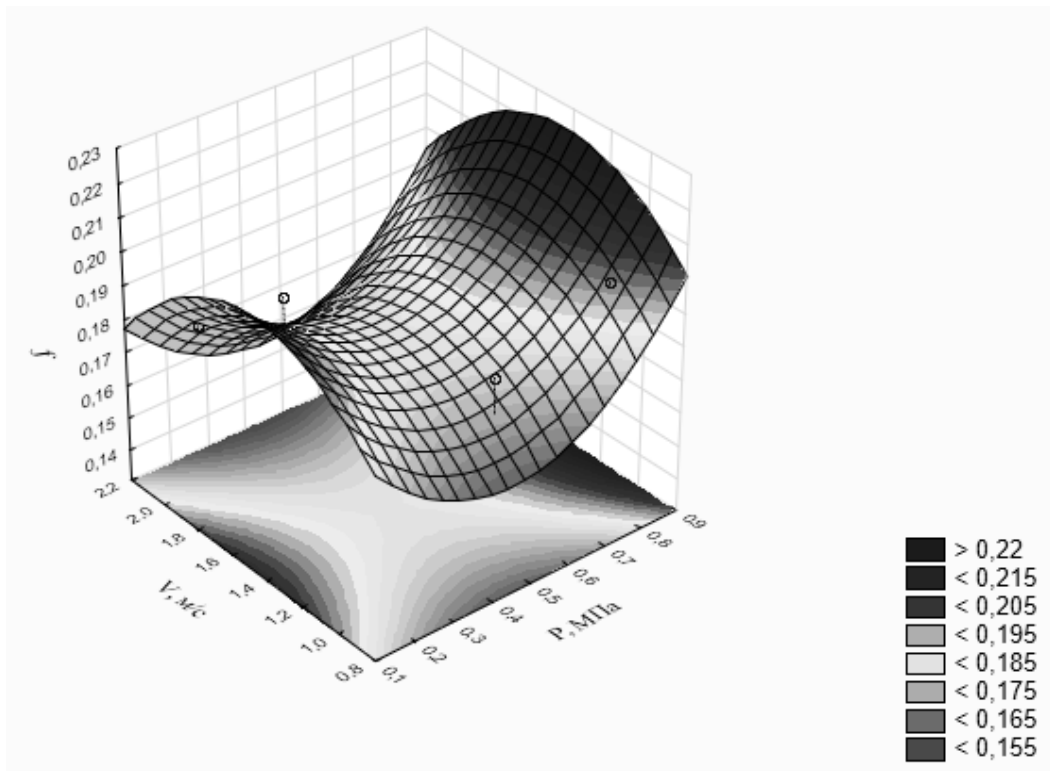
Критичне значення $t_{кр}$ вибирали для прийнятого рівня значущості 0,95. Прийнято вважати, що коефіцієнт регресії значимий, якщо виконується умова:

$$t_{кр} < t.$$

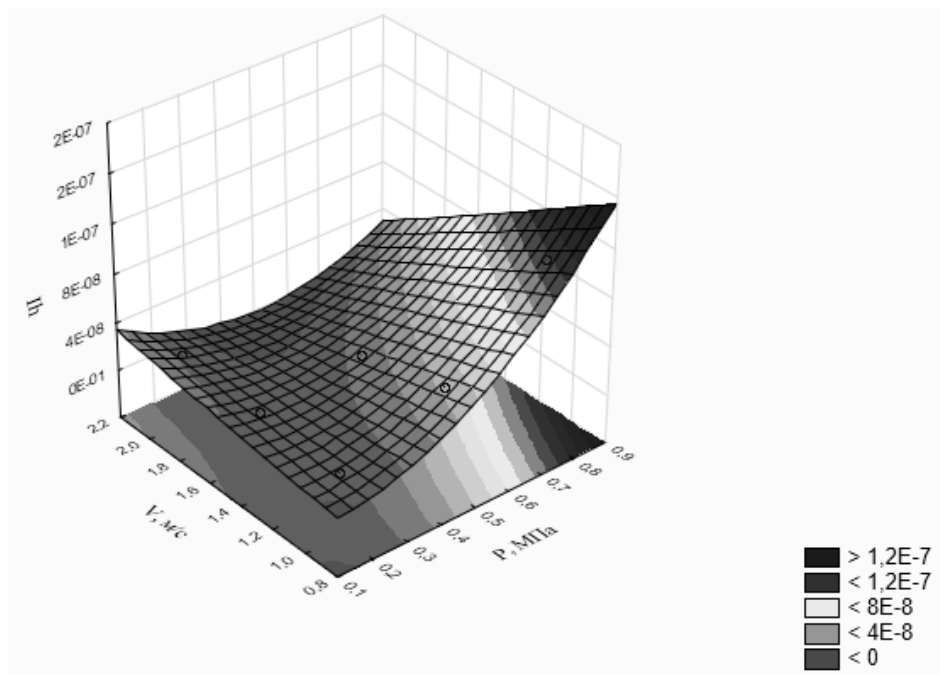
Незначимі коефіцієнти виключали з рівняння регресії.

Таким чином, за допомогою методу математичного планування експерименту, де параметром оптимізації було обрано коефіцієнт тертя, інтенсивність лінійного зношування, були одержані рівняння регресії представлені у вигляді поліномів другого порядку.

Для встановлення впливу факторів на величини коефіцієнту тертя, інтенсивності лінійного зношування проведено дослідження та одержані дані на основі яких побудовано поверхні відгуку $f_{TP} = f(P, V)$ та $I_{hTP} = f(P, V)$ для органопластиків на основі фенілонів С-1 та С-П (рис. 2.57–2.62).

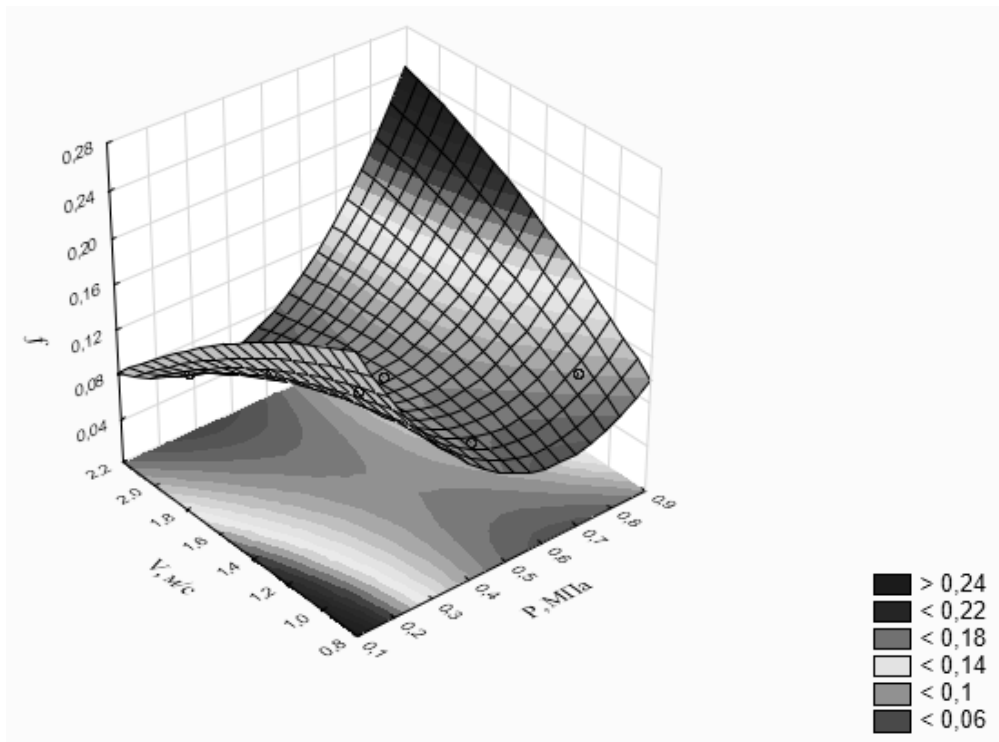


$$f_{TP} = 0,157 - 0,058 \cdot P - 0,002 \cdot P^2 - 0,075 \cdot V + 0,028 \cdot V^2 - 0,079 \cdot P \cdot V$$

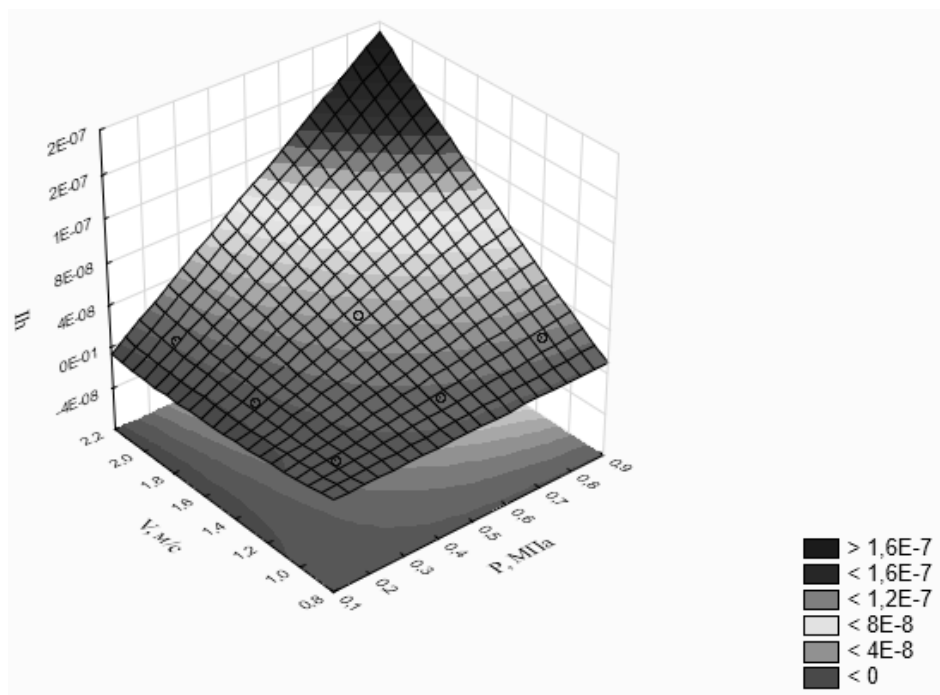


$$I_{hTP} = 3,58 \cdot 10^{-8} + 5,35 \cdot 10^{-8} \cdot P - 1,82 \cdot 10^{-8} \cdot P^2 - 3,62 \cdot 10^{-8} \cdot V - 4,52 \cdot 10^{-10} \cdot V^2 - 4,07 \cdot 10^{-8} \cdot P \cdot V$$

Рис. 2.57 – Математична модель дослідження впливу режимів тертя на експлуатаційні характеристики фенілону С-1



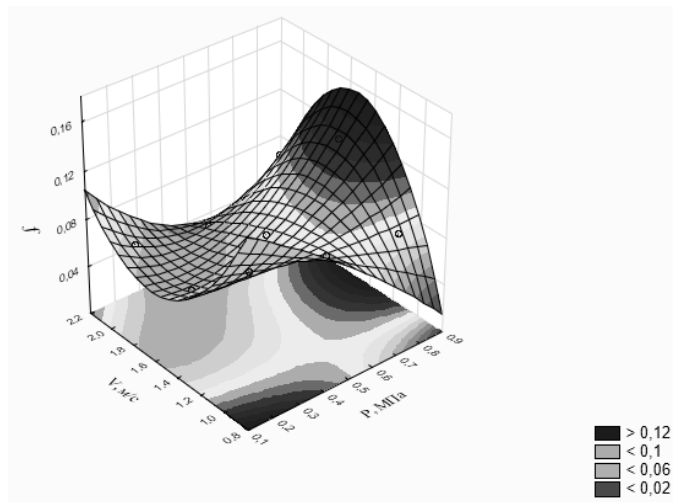
$$f_{TP} = 0,119 - 0,008 \cdot P - 0,052 \cdot P^2 - 0,005 \cdot V + 0,008 \cdot V^2 + 0,081 \cdot P \cdot V$$



$$I_{hTP} = 5,57 \cdot 10^{-8} + 7,53 \cdot 10^{-8} \cdot P - 2,63 \cdot 10^{-10} \cdot P^2 + 5,99 \cdot 10^{-8} \cdot V -$$

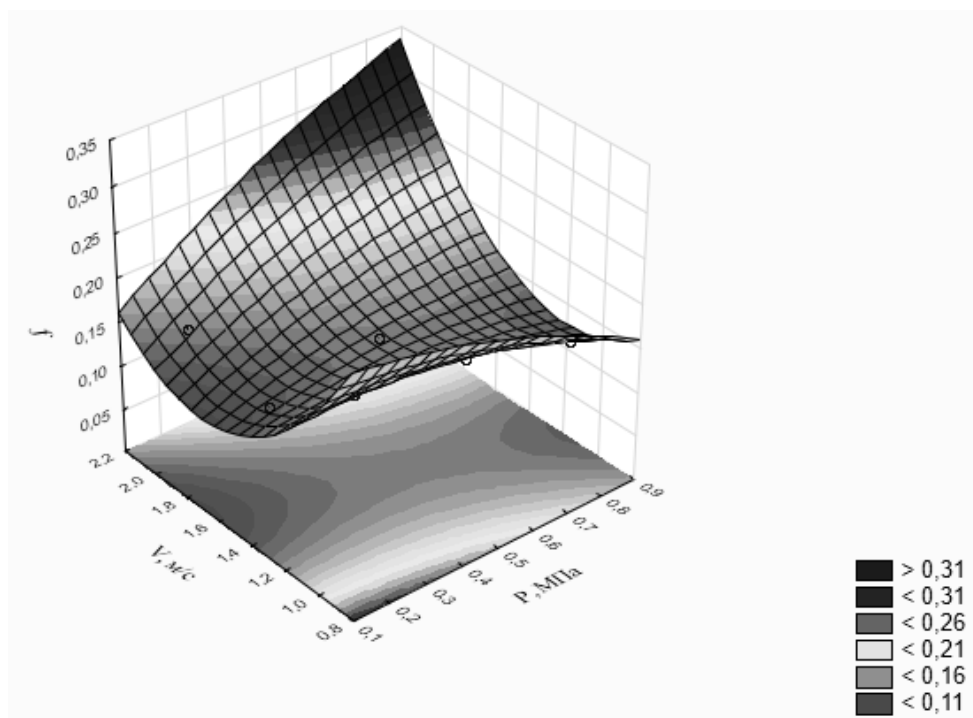
$$- 2,93 \cdot 10^{-9} \cdot V^2 + 5,21 \cdot 10^{-8} \cdot P \cdot V$$

Рис. 2.58 – Математична модель дослідження впливу режимів тертя на експлуатаційні характеристики органопластику на основі фенілону С-1 + 15 мас. % терлону

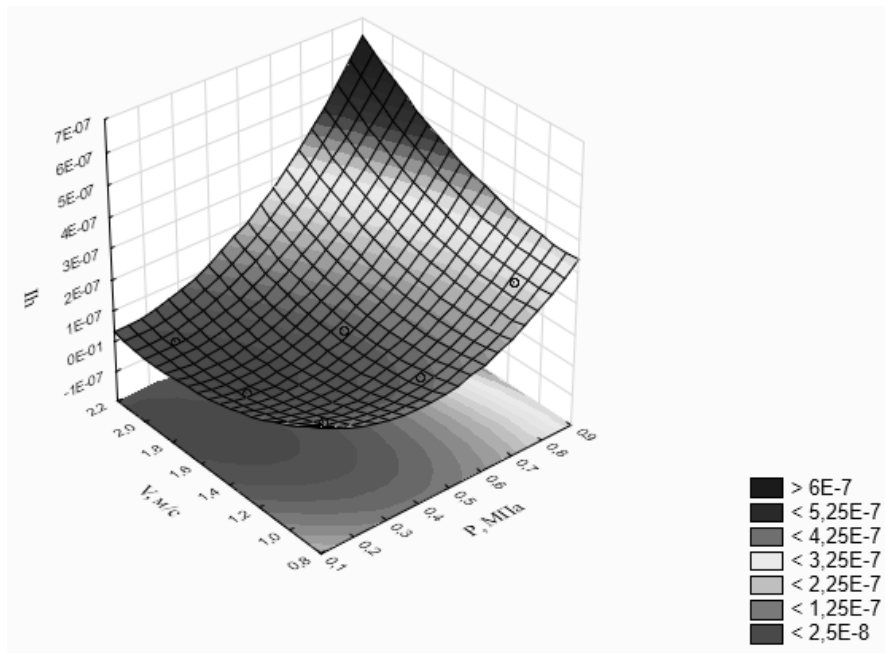


$$f_{TP} = 0,082 - 0,021 \cdot P - 0,015 \cdot P^2 - 0,026 \cdot V + 0,007 \cdot V^2 + \\ + 0,023 \cdot P \cdot V + 0,036 \cdot P \cdot V^2 - 0,009 \cdot P^2 \cdot V$$

Рис. 2.59 – Математична модель дослідження впливу режимів тертя на експлуатаційні характеристики органопластику на основі фенілону С-1 + 25 мас. % терлону

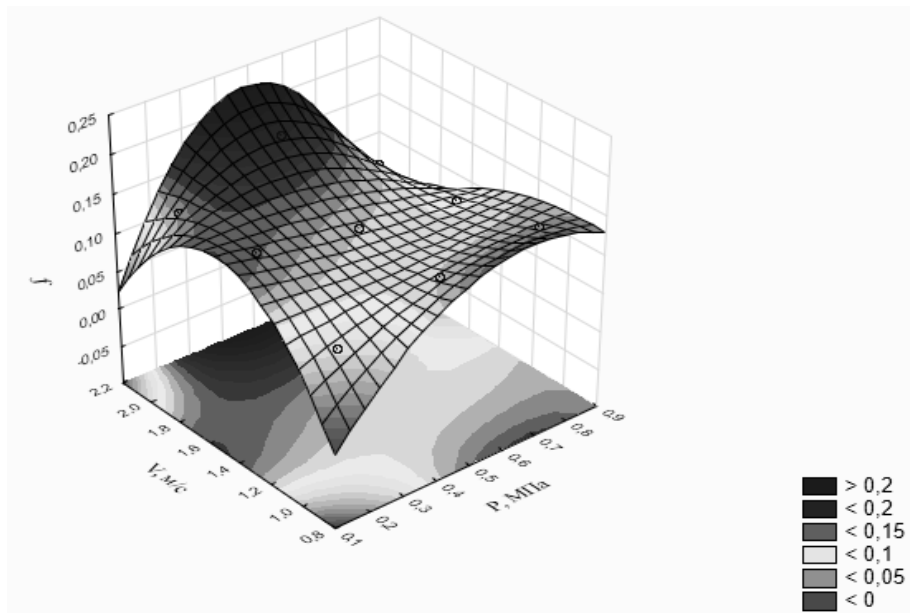


$$f_{TP} = 0,174 + 0,024 \cdot P + 0,009 \cdot P^2 + 0,023 \cdot V - 0,052 \cdot V^2 + 0,076 \cdot P \cdot V$$

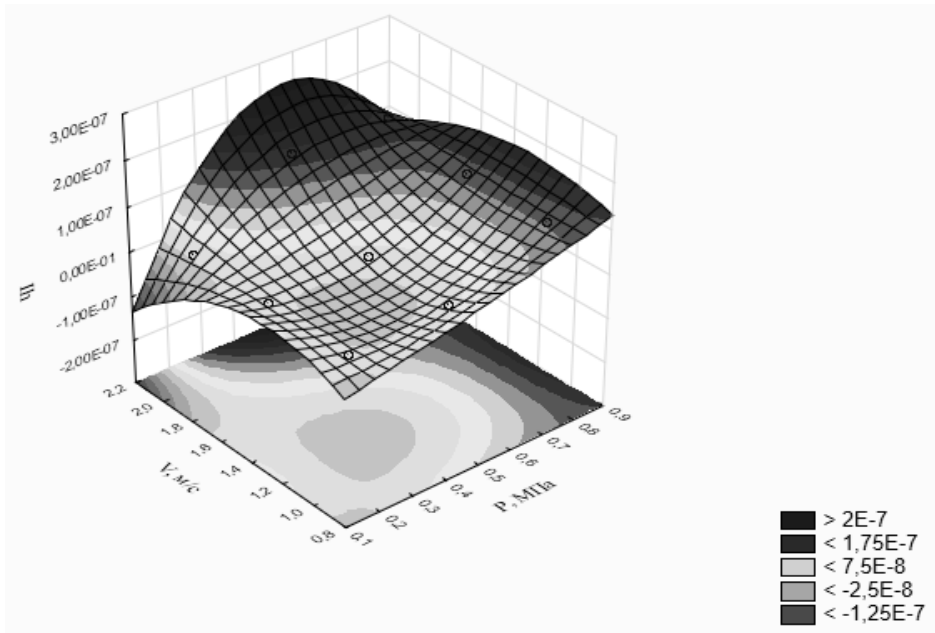


$$I_{hTP} = 1,57 \cdot 10^{-7} + 2,81 \cdot 10^{-7} \cdot P - 8,65 \cdot 10^{-8} \cdot P^2 + 4,76 \cdot 10^{-8} \cdot V - 3,83 \cdot 10^{-8} \cdot V^2 + 1,27 \cdot 10^{-7} \cdot P \cdot V$$

Рис. 2.60 – Математична модель дослідження впливу режимів тертя на експлуатаційні характеристики фенілону С-П

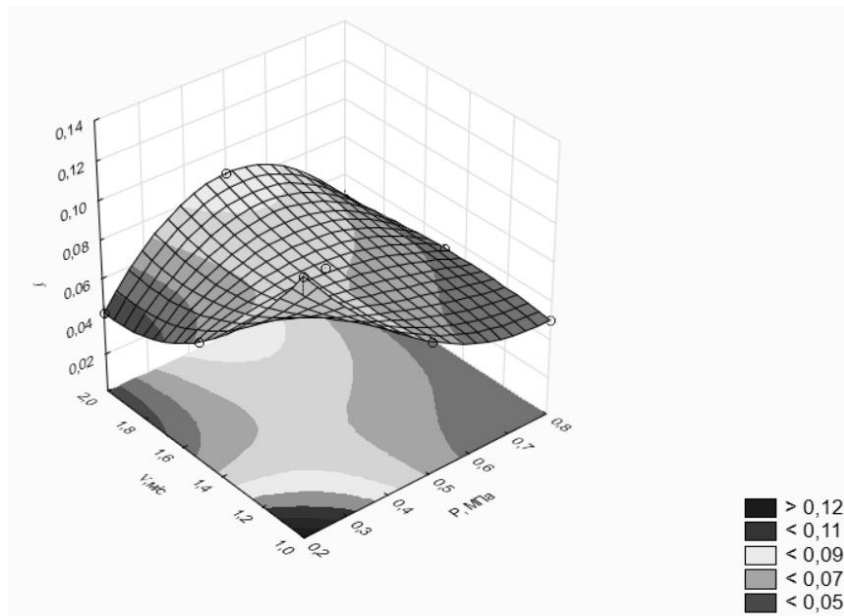


$$f_{TP} = 0,124 - 0,011 \cdot P + 0,025 \cdot P^2 + 0,024 \cdot V - 0,002 \cdot V^2 - 0,043 \cdot P \cdot V - 0,019 \cdot P \cdot V^2 + 0,028 \cdot P^2 \cdot V - 0,022 \cdot P \cdot V^2$$



$$Ih_{TP} = 6,05 \cdot 10^{-8} + 1,13 \cdot 10^{-7} \cdot P - 3,10 \cdot 10^{-9} \cdot P^2 + 5,42 \cdot 10^{-8} \cdot V - 2,40 \cdot 10^{-8} \cdot V^2 + 1,50 \cdot 10^{-8} \cdot P \cdot V - 6,07 \cdot 10^{-9} \cdot P \cdot V^2 + 5,47 \cdot 10^{-8} \cdot P^2 \cdot V - 2,96 \cdot 10^{-8} \cdot P \cdot V^2$$

Рис. 2.61 – Математична модель дослідження впливу режимів тертя на експлуатаційні характеристики органопластику на основі фенілону С-ІІ + 15 мас.% терлону



$$f_{TP} = 0,068 - 0,028 \cdot P + 0,012 \cdot P^2 - 0,025 \cdot V - 0,008 \cdot V^2 + 0,043 \cdot P \cdot V + 0,014 \cdot P \cdot V^2 + 0,032 \cdot P^2 \cdot V$$

Рис. 2.62 – Математична модель дослідження впливу режимів тертя на експлуатаційні характеристики органопластику на основі фенілону С-ІІ + 25 мас.% терлону

ЛІТЕРАТУРА

1. Бюллер К.-У. Тепло- и термостойкие полимеры: Пер. с нем. – М.: Химия, 1984. – 1056 с.
2. Коршак В.В. Термостойкие полимеры – М.: Наука, 1969. – 381 с.
3. Соколов Л.Б. Термостойкие и высокопрочные полимерные материалы. – М.: Знание, 1984. – 64 с.
4. Zuru A.A., Whitehead R., Criffiths D.L. A new technique for determination of the possible reaction mechanism from non-isothermal thermogravimetric data // *Thermochim. Acta*, 164, 1990. – P. 285–305.
5. Coats A.W., Redfern G.P. // *Nature*. – 1964. – 201. – P. 68.
6. Чигвинцева О.П., Рула И.В., Бойко Ю.В. Изучение термических и трибологических свойств ароматических полиамидов // *Міжвузівський збірник «Наукові нотатки»*. – Луцьк. – Випуск 65 – 2019 – С. 274–280.
7. Бартенев Г.М., Лаврентьев В.В. Трение и износ полимеров. – Л.: Химия, 1972. – 240 с.
8. Чигвинцева О.П., Кабат О.С., Бойко Ю.В. Изучение трибологических свойств органопластика на основе ароматического полиамида фенилон С-1 // *Міжвузівський збірник «Наукові нотатки»*. – Луцьк. – Випуск 68 – 2019. – С. 142–146.
9. Чигвинцева О.П., Бойко Ю.В. Трибологічні властивості ароматичних поліамідів // *Збірник наукових праць VII наукової конференції «Львівські хімічні читання – 2019»*, 2–5 червня 2019 р., Львів. – С. 345.
10. Чигвинцева О.П., Бойко Ю.В. Трибологические свойства ароматического полиамида фенилон С-1 // *Матеріали III Всеукраїнської наукової конференції «Теоретичні та експериментальні аспекти сучасної хімії та матеріалів» ТАСХ-2019*, 10 квітня 2019 р., м. Дніпро. – Дніпро: «Середняк Т.К.», 2019. – С. 17–19.
11. Кацнельсон М.Ю., Балаев Г.А. Пластические массы: Свойства и применение: Справочник. – Л.: «Химия», 1978. – 384 с.
12. Соколов Л.Б., Герасимов В.Д., Савинов В.Д., Беляков В.К. Термостойкие ароматические полиамиды. – М.: Химия, 1975. – 256 с.
13. Крагельский И.В. Трение и износ. М.: «Машиностроение», 1968. – 480 с.

14. Чигвінцева О.П., Бойко Ю.В. Трибологічні дослідження органопластиків на основі фенілону С-1 // Матеріали V Всеукраїнської наукової конференції «Теоретичні та експериментальні аспекти сучасної хімії та матеріалів» ТАСХ-2021, 10 квітня 2021 р., м. Дніпро: «Середняк Т.К.», 2021. – С. 26.

15. Чигвінцева О.П., Бойко Ю.В. Вивчення впливу вмісту органічного волокна терлон на трибологічні властивості ароматичного поліаміду фенілон С-1 // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – Луцьк. – Випуск 71 – 2021. – С. 146–150.

16. Chigvintseva O/P/, Rula I. V., Boyko Ju. V. Antifriction organoplastics based on aromatic polyamides Proceedings of VIII International Scientific and Practical Conference Chicago, USA 26–28 January 2022, PP. 260–269/

17. Сатин, С.Н. Планирование эксперимента в химии и химической технологии / С.Н. Сатин. – Л.: Химия, 1975. – 48 с.

2.3 Вуглепластики на основі поліаміду 6: технологія отримання виробів, властивості

(Деркач О.Д.)

2.3.1 Вплив технологічних параметрів на властивості деталей з вуглепластиків, одержаних методом лиття під тиском

Переробка поліаміду, у тому числі й вуглепластиків на його основі у виробі займає ключове положення в системі «матеріал-переробка-експлуатація». Головна мета переробки – одержання продукції високої якості за максимальної продуктивності. Для цього в умовах масового виробництва деталей необхідно вирішувати завдання матеріалознавчого характеру, технологічного, науково-організаційного [1]. Матеріалознавчі завдання полягають у правильному виборі полімера і його марки. Технологічні включають всю сукупність питань з технології переробки, створення обладнання, оснащення і формуючого інструменту. До них відносяться.

1. Розробка умов підготовки полімерів для формування.
2. Розробка технологічних параметрів переробки.
3. Вибір режиму формування.
4. Вибір типорозмірів обладнання таким чином, щоб максимально використати його можливості.

5. Розробка рекомендацій по створенню раціонального формуючого інструменту і оснастки.

Науково-організаційні завдання включають сукупність питань, направлених на організацію раціонального виробництва переробки полімерів з урахуванням об'ємів і призначення виробів [1, С. 7–9].

У наведеному переліку завдань, можна зазначити, що технологічні завдання є особливо важливими і потребують скрупульозного вирішення та точного обґрунтування процесу переробки, так як поліаміди є надто чутливими до технології переробки.

Ще у 80-х роках минулого століття полімери та композити на їх основі почали застосовувати у сільськогосподарському машинобудуванні, бо це було ефективно [2, 3]. Композити на основі полімерів, зокрема вуглепластики, здатні працювати не тільки в легко- або середньо-, але і в важконавантажених вузлах тертя машин і механізмів [4]. Це спонукало до їх активного впровадження у різні сфери машинобудування [5]. Однак, впровадження деталей з вуглепластиків у масове сільськогосподарське виробництво стримувалося таким фактором, як відносно висока вартість матеріалу. Наприклад, сьогодні ціна за 1 кг вуглепластиків на основі ПА 6 складає в межах 18...24 євро, в залежності від вмісту вуглецевого волокна та і якості матеріалу в цілому. Собівартість композиту може бути знижена шляхом наукового обґрунтування кожного етапу переробки, а також впровадженням ресурсощадних технологій машинобудування.

Вуглепластики на основі ПА 6 є термопластами і, отже, можуть неодноразово перероблятися. Тоді доцільно вибракувані деталі та ті, що відпрацювали свій термін, повертати на повторну переробку. Приймаючи до уваги те, що повторна переробка у якійсь мірі призведе до зміни властивостей матеріалу, необхідно точно знати, настільки вагома буде ця зміна, і які саме властивості зміняться. Якщо властивості зміняться в допустимих межах (не більш як на 15%), то автоматично знижується не тільки собівартість виробництва, але і одночасно вирішується одна з головних проблем виробництва, а саме: створення ресурсощадної екологічно чистої та майже безвідходної технології. Дійсно, при впровадженні такої технології виробництва втрачається тільки та частина матеріалу, що сама по суті є продуктом зносу тієї чи іншої

деталі. Крім того, необхідно обґрунтувати технологію переробки вуглепластиків, так як остання є надзвичайно важливим фактором, якого потрібно суворо дотримуватися при виготовленні деталей, що працюють у важких експлуатаційних умовах.

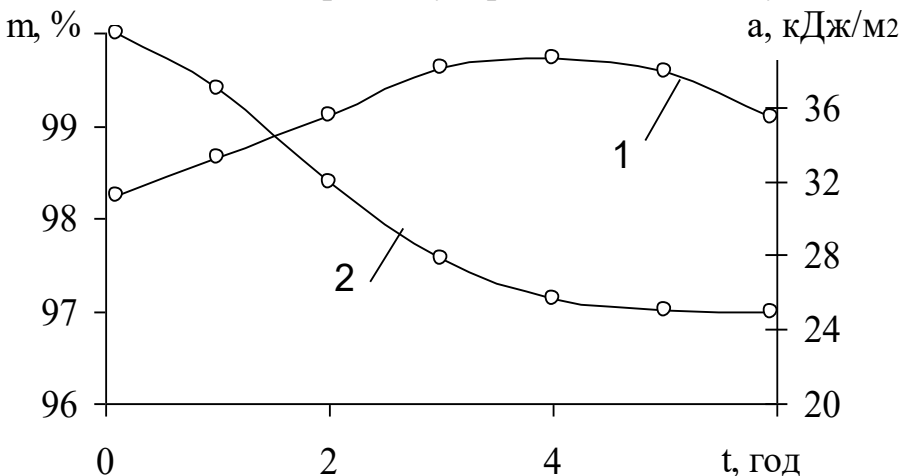
Отже, необхідно оптимізувати технологію переробки вуглепластиків, яка включає такі основні параметри: визначення оптимального режиму сушіння; визначення температурного діапазону лиття за допомогою реологічних властивостей; визначення ударної в'язкості і теплостійкості за Віка в залежності від температури лиття; визначення режиму термообробки та трибологічних властивостей в залежності від технології виготовлення зразків.

2.3.2 Визначення режиму сушіння вуглепластиків на основі поліамідів

Відомості про наявність вологи у вуглепластиках є особливо важливими у процесі їх переробки. Надлишкова волога може спричинити утворення раковин і внутрішніх напружень, що призведе до суттєвого скорочення ресурсу деталей або навіть до їх браку ще при виготовленні. Для досліджень брали вуглепластик, що серійно випускається у вигляді гранул партіями у поліетиленових мішках.

Нагадаємо, що сушіння матеріалу проводили у термошкафу за температури 120°C. Товщина шару гранул дорівнювала 15 мм. Масу реєстрували з інтервалом 1 год на аналітичних терезах ВЛА-200г (ГОСТ24104-88).

Найбільш чутливою характеристикою вуглепластиків на основі ПА на вміст вологи в матеріалі є ударна в'язкість. Результати досліджень показують



(рис. 2.63), що вуглепластик втрачає масу впродовж 4 год, а далі цей процес суттєво уповільнюється. Це свідчить про те, що в матеріалі досягнутий мінімум вологи, яка може вивільня-

Рис. 2.63 – Залежність втрати маси (m) і зміни ударної в'язкості (a) від часу сушіння (t)

тися під дією даної температури. Середня втрата маси склала 2,8%. Це пояснюється тим, що використовували вуглепластик безпосередньо із заводської поліетиленової упаковки, яка обмежує доступ вологи до матеріалу. Відразу ж після зважування гранул на ливарній машині ПЛ-32 відливалися зразки, за допомогою яких фіксували ударну в'язкість a . Як видно із залежностей із зменшенням кількості вологи в гранулах, показник a зростає і досягає свого максимуму (38,67 кДж/м²) також через 4 години сушіння. Із продовженням терміну сушіння до 5 і 6 годин маса гранул практично не змінюється, а показник a починає зменшуватись. Очевидно, що тут має місце вже термічна деградація, яка і призводить до падіння a і подальше сушіння при вибраному режимі сенсу не має.

Таким чином, визначено оптимальний режим сушіння, при якому досягнуто зростання a на 19,3%: температура повітря 120 °С, час сушіння – 4 год., висота шару гранул – 15 мм.

2.3.3 Визначення ударної в'язкості і теплофізичних властивостей

Визначення оптимальної температури лиття у визначеному діапазоні можливе при дослідженні її впливу на фізико-механічні властивості деталей з вуглепластиків. Тому, подальші лабораторні дослідження ґрунтувались на визначенні впливу температури лиття на їх ударну в'язкість після первинної, вторинної і третинної переробки у визначеному діапазоні температур. Аналіз одержаних даних (рис. 2.64) свідчить про те, що найбільш висока ударна в'язкість після первинної переробки спостерігається за температурі лиття 533 К (260°C), а після вторинної – 513К (240°C). У першому випадку ударна в'язкість зразків після вторинної переробки виявилася менше, ніж після первинної на 15%, а в другому – на 7,1%. А після третинної переробки спостерігається зворотна картина: ударна в'язкість зростає, знаходячись у межах від 41,6 до 44,3 кДж/м² і копіює графіки залежностей ударної в'язкості вуглепластиків після первинної і вторинної переробках. Очевидно, зростання ударної в'язкості після третинної переробки пов'язано із «зшиванням» в'язучого, тому що неодноразові температурні дії і, як наслідок, механодеградація в якійсь мірі сприяють цьому.

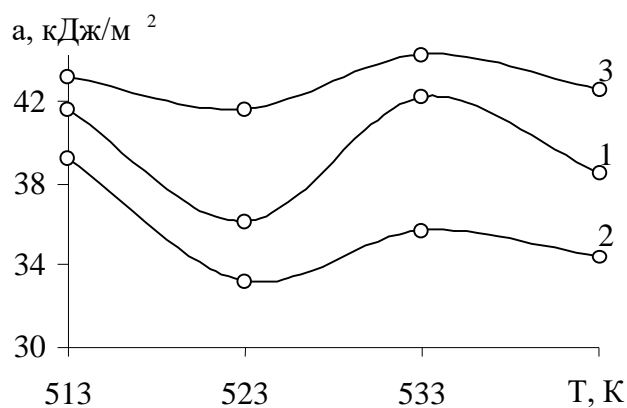


Рис. 2.64 – Вплив температури лиття на ударну в'язкість після первинної (1), вторинної (2), третинної (3) переробок

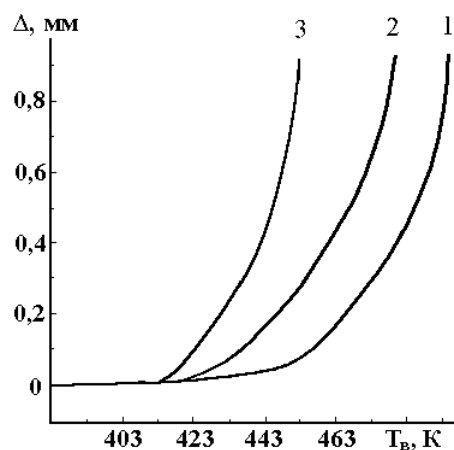


Рис. 2.65 – Теплостійкість за Віка вуглепластиків після первинної (1), вторинної (2) і третинної (3) переробки

При виготовленні зразків було зафіксоване наступне: діапазон температур, при яких можливе лиття також змінюється в залежності від кількості переробок. Так, при первинній переробці максимальна температура за якої лиття матеріалу ще було можливим склала 573 К (300°C), а при кожній наступній знижувалася до 563 (290°C) при вторинній і 543 К (270°C) при третинній. При подальшому підйомі температури у всіх випадках виготовлення виробів ставало неможливим через низьку в'язкість матеріалу. Нижній інтервал температури, за якої можливе виготовлення деталей з вуглепластиків також змінювалося в залежності від кількості переробок. Так, при первинній переробці виготовлення виробів стає можливим за температури 493К (220°C), після вторинної переробки – 483 К (210°C), а після третьої – 473 К (200°C).

Результати досліджень на теплостійкість показують (рис. 2.65), що після первинної переробки вуглепластика вона складає 497, після вторинної переробки – 482, а після третинної – 452 К. Тобто спостерігається тенденція зниження теплостійкості по Віка з кожною наступною переробкою.

Як бачимо, спостерігається загальна тенденція: за кожної наступної переробки, початкові температури, при яких можливе лиття матеріалу зміщуються у бік менших значень. Це необхідно враховувати при налаштуванні ливарного обладнання. Також теплостійкість, як важливий теплофізичний показник також зменшується після кожної переробки матеріалу. Це слід бра-

ти до уваги при використанні в трибоспряженнях, що працюють за підвищених температур.

2.3.4 Термообробка

Термообробка виробів з полімерних композитів також змінює їх властивості. Цей технологічний процес є одним з важливих у всьому ланцюжку їхньої переробки. Навіть, якщо до виробу з пластичних мас чи композицій на їх основі не пред'являються вимоги високої міцності чи зносостійкості, термообробку необхідно застосовувати для зняття внутрішніх напружень, що утворюються при виготовленні будь-якої деталі. Термообробка полягає в тім, що нагріванням до визначеної температури з наступним охолодженням, викликають необхідну зміну властивостей виробу. Вплив термообробки на ненаповнені полімери описав ще Н.Я. Кестельман [6], де він вказав, що відповідною термообробкою поліамідів можна збільшити густину, підвищити міцність, стабільність геометричних розмірів деталей у процесі їхньої експлуатації.

Чим вища кристалічність пластмасового виробу, тим вищі і фізико-механічні властивості. Тому кристалічність поліамідних деталей, які передбачається використовувати за високих навантажень, необхідно підвищувати. Таке підвищення можна досягти у тому числі й за відповідного режиму термообробки. У термічно оброблених зразків ступінь кристалічності підвищується в міру збільшення терміну прогріву. Максимальний ступінь кристалічності (52%) спостерігали в зразків, відлитих у підігріту прес-форму і потім термічно оброблених протягом 6 год [6]. При збільшенні тривалості термообробки (аж до 30 год) відсоток кристалічності практично не змінювався. Таким чином, граничний час витримки в нашому випадку не перевищував 6 год.

Якість виробу з вуглепластиків, виготовленого методом лиття під тиском залежить від багатьох факторів і може бути описана функціональною залежністю:

$$K = f(Z, T, P),$$

де: K – якість деталі; Z , T , P – фактори, що характеризують сировину, технологію виготовлення, режим термообробки виробу.

У групу факторів, що характеризують режим термообробки P , входять: швидкість нагрівання v_H і охолодження v_{ox} та тривалість витримки деталей в середовищі при визначеній температурі t_c :

$$P = f(v_H, v_{ox}, \tau, t_c).$$

Ефективність термообробки деталей із вуглепластиків залежить від правильного вибору середовища-теплоносія і температурно-годинного режиму обробки. Основними факторами впливу при термообробці є температура і час, а тому будь-який вид термообробки можна представити в координатах температура T – час t . Розглянемо види термообробки.

Загартування – це нагрівання полімеру до відповідної температури з наступним швидким охолодженням. Гартують полімери в тих випадках, коли необхідно різко знизити кристалічність термопластичних в'язучих. Поліаміди дуже важко піддаються загартуванню.

Відпалювання полягає в нагріванні полімеру до температури 75...90% від температури його плавлення з наступним повільним охолодженням. Така термообробка сприяє рекристалізації матеріалу, утворенню дрібнозернистої кристалічної структури, підвищенню зносостійкості матеріалу, твердості деталей. Незважаючи на те, що при цьому виді термообробки ударна в'язкість незначно знижується, зміна надмолекулярної структури забезпечує підвищення міцності і зносостійкості матеріалу [6, С. 113]. Відпалювання рекомендується проводити в середовищі мінеральних мастил за температури 423...433К (150...160°C) і витримці протягом 0,5...2 годин.

Нормалізація передбачає нагрівання полімеру чи композиту до температури на 20...30°C вище температури його склування T_c із наступним повільним охолодженням. Залежність механічної міцності поліамідів від витримки і температури є нелінійна, причому для кожної марки поліамідного в'язучого необхідно індивідуально підбирати оптимальний режим переробки. Нормалізація буде ефективною і для зняття внутрішніх напружень, завдяки чому може підвищитися міцність та ударна в'язкість деталей.

Відпуском називають таку термічну операцію, коли полімерну деталь нагрівають в інертному середовищі до температури нижче критичної точки дано-

го полімеру з наступним повільним охолодженням. Застосовують для зменшення внутрішніх напружень і твердості виробу.

З розглянутих видів термообробки загартування для деталей, що працюють в умовах достатніх і високих навантажень недоцільне, тому що зниження кристалічності – не бажане явище, що веде за собою зниження механічних властивостей. При відпуску зменшується твердість. Для зняття внутрішніх напружень, збільшення кристалічності раціонально застосовувати нормалізацію й відпалювання, незважаючи на те, що в останньому випадку трохи знижується ударна в'язкість.

Тому, в нашому випадку вибирали термообробку з температурами 393 К (120°C) і 433 К (160°C). Тривалість термообробки в обох випадках складала: 0,5; 2; 4; 6 годин.

Для того, щоб уникнути знову утворення внутрішніх напружень, і щоб забезпечити плавність процесу нагрівання й охолодження були обрані інертні середовища, які б забезпечували повільне нагрівання (один градус / хв) і таке ж охолодження середовища. Інертні середовища повинні довго утримувати встановлену температуру і повільно реагувати на її зміну. Тому в якості таких вибирали мінеральні та силіконові оливи. Вибір марки оливо обґрунтований ще і тим, що досліджуваний вуглепластик може контактувати з ними в процесі переробки чи експлуатації. Тому вибрали наступні марки оливо: мінеральні МС-20 та И-40, силіконове – ПФМС-4С (ТУ-6-020917-74). Термообробку у середовищі оливо порівнювали із термообробкою в середовищі повітря. Значення ударної в'язкості $a_{поч}$, границі міцності при стисканні $\sigma_{поч}$ і відносної деформації $\varepsilon_{поч}$ термічно не оброблених зразків склали відповідно: 41 кДж/м²; 127 МПа і 8,7%.

Однією із важливих механічних характеристик деталей з вуглепластиків є ударна в'язкість. Аналізуючи результати впливу термообробки на цей показник (рис. 2.66,а) бачимо, що за $T = 393\text{K}$ (120°C) ударна в'язкість знижується несуттєво. Найбільше зниження її – на 17% – спостерігалось після 2 год термообробки в середовищі оливи МС-20, найменше – на 3,2% – також після 2 год термообробки у середовищі ПФМС. Взагалі ж залежність має «хвильовий характер», а зміну даного показника в процесі обробки можна вважати незначною. Більш

динамічно показники ударної в'язкості коливаються в процесі обробки при $T = 433\text{K}$ (160°C) (рис. 2.66,б). Через 0,5 год витримки в оливі, у всіх зразків спостерігалось різке падіння ударної в'язкості. Очевидно, це пов'язане з тим, що за цієї температури розпочинається інтенсивне заповнення мастилами мікропор вуглепластикових зразків, яке не встигає завершитися через надто короткий термін обробки, що спричиняє утворенню неоднорідної структури з осередками внутрішніх напружень. Однак після 2 год термообробки було досягнуте максимальне значення досліджуваного показника у середовищі ПФМС, що перевищило $a_{\text{поч}}$ на 2,4%, а в подальшому він знову знижується і знаходиться приблизно на одному рівні з показниками у середовищі інших мастил та повітря. Подальше поступове зниження ударної може бути пов'язане з початком слабо вираженої деструкції вуглепластика.

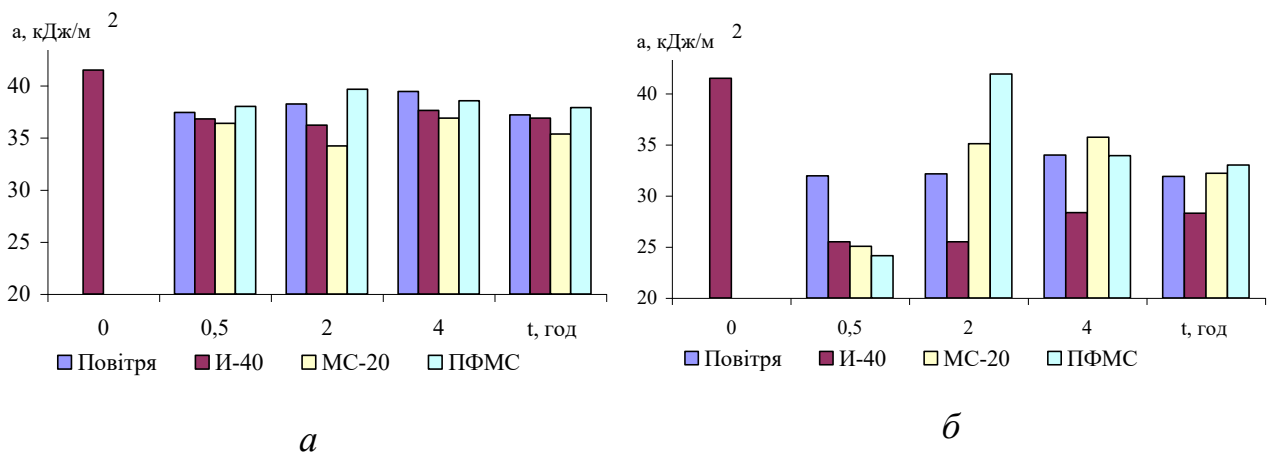


Рис. 2.66 – Вплив термообробки на ударну в'язкість a при температурі 393К (а) і 433К (б)

Вплив термообробки на міцність при стисканні σ_c (рис. 2.67,а, в) вуглепластикових зразків характеризується, як і у випадку з ударною в'язкістю деяким зниженням цього показника у перші 0,5 годин досліджу. При цьому значно зростає еластичність зразків. Як видно з залежностей, після 0,5 год обробки при $T = 393\text{K}$ (120°C) у середовищі ПФМС σ_c залишається практично незмінною, на відміну від інших середовищ, а ε зростає від 8,7% (у необробленого зразка) до 20% (рис. 2.67,б). У цьому ж середовищі при вказаній темпе-

ратурі спостерігалось найбільше зростання σ_c на 16,4% або до значення 152 МПа. Далі σ_c поступово знижувалася, а у інших середовищах, наприклад у И-40 та МС-20 хоч і продовжувала зростати, але вище значення 140 МПа не досягла. У процесі термообробки за $T = 433\text{K}$ (рис. 2.67,в) результати були аналогічні, але максимальні значення $\sigma_c = 142$ МПа досягнуто у середовищі ПФМС після 4 годин обробки. При цьому зразки були менш еластичними (рис. 2.67,г), а в середовищі повітря взагалі ε практично не змінилася.

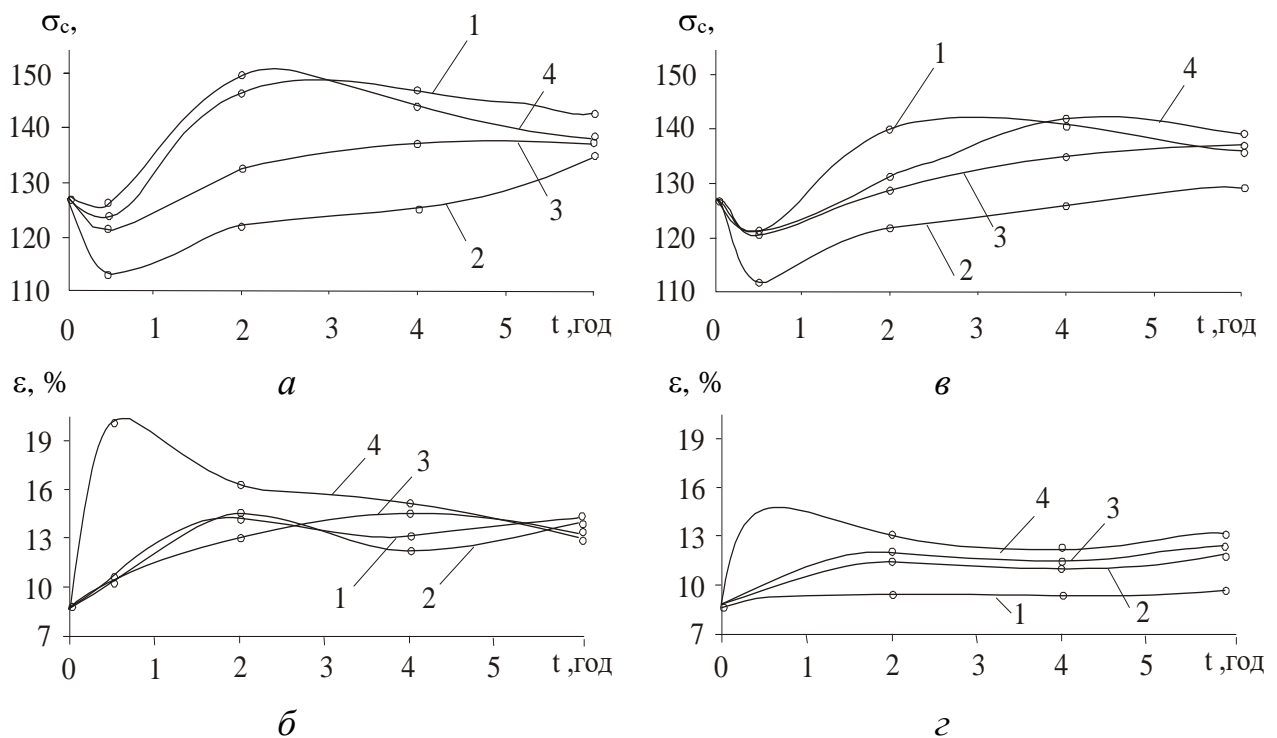


Рис. 2.67 – Вплив режиму термообробки на границю міцності при стисканні σ_c і відносну деформацію ε : а при температурах 393 (а, б) і 433К (в, г).

1 – повітря, 2 – И-40, 3 – МС-20, 4 – ПФМС

В результаті проведених дослідів можна зробити наступні висновки.

1. У процесі термічної обробки за $T = 433$ К (160°C) протягом 2 годин у середовищі мастила ПФМС досягається максимальна ударна в'язкість зразків, яка дорівнює $41,9$ кДж/м².

2. Максимум показника σ_c (152 МПа) був досягнутий при термообробці за $T = 393$ К (120°C) протягом 2-х годин у середовищі ПФМС.

Значення одержаних властивостей зразків з вуглепластика у процесі їх термічної обробки наведені в таблиці 2.43.

Таблиця 2.43 – Значення параметрів до і після термообробки вуглепластика на основі поліаміду 6

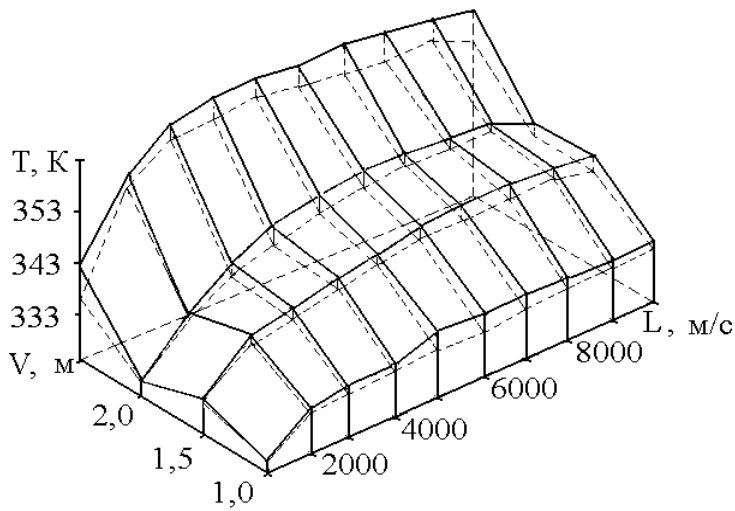
Параметр	Не термооброблені зразки	T = 393K, t = 2год, ПФМС	T = 433K, t = 2год, ПФМС
a, кДж/м ²	41,5	39,8	41,9
σ _c , МПа	127	152	131
ε, %	8,7	16,8	12,8

Таким чином, проведені дослідження вказали, що при відповідному режимі термічної обробки деталей, виготовлених із вуглепластиків, можна досягти підвищення їх фізико-механічних властивостей.

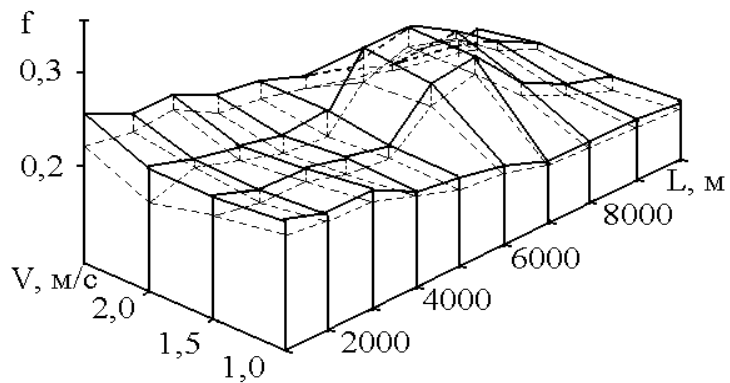
2.3.5 Вплив повторної переробки на трибологічні властивості

Так як деталі з вуглепластиків на основі поліамідів призначені, в основному, для експлуатації у вузлах тертя, то наступним етапом досліджень була оцінка антифрикційних властивостей після трьох переробок за оптимальної температури лиття під тиском – 533K (260°C). Так, з'ясовано, що у зразків після первинної переробки (рис. 2.68,а) у початковий період роботи температура зростає до певного значення і надалі практично не змінюється. Теплообмін між зразком та сталевим контртілом стабілізується при пробігу 2000 м при полегшених режимах роботи і близько 3000 – при важких. У цілому, температура в зоні контакту змінюється симбатно збільшенню швидкості ковзання.

Це пояснюється більш низьким коефіцієнтом тертя по плівці (рис. 2.68,б). Аналізуючи залежність коефіцієнта тертя від швидкості ковзання можна відмітити наступне. Із збільшенням пробігу коефіцієнт тертя монотонно знижується до певних значень. Виключення складає зона в області швидкості ковзання 1,5–2 м/с і шляху тертя 6000...8000 м, де матеріал поводить дещо аномально. Тут коефіцієнт тертя збільшується до значень 0,2 ...0,25.



a



б

Рис. 2.68 – Вплив швидкості ковзання і шляху тертя на температуру в зоні контакту (а) і коефіцієнт тертя (а) по плівці (---) і без плівки (—) УПА-6-40 після первинної переробки

Так як дане явище було короткочасним, температура істотно не змінилася, і на характері тертя це не відбилося. Її значення в зоні контакту при терті зразків по плівці переносу нижче, ніж у випадку її періодичного видалення.

Таким чином, деталі з вуглепластиків після першої переробки мають високі трибологічні властивості, коефіцієнт тертя знаходиться в межах 0,16...0,25.

У процесі досліджень трибологічних властивостей зразків, одержаних після другої переробки бачимо (рис. 2.69), що коефіцієнт тертя і температура в зоні контакту мають значно менші значення, чим після первинної. Очевидно, це пов'язано з нагромадженням продуктів зносу, що погіршує тепловіддачу і при-

водить до незначного збільшення температури в зоні контакту і, як наслідок, росту адгезійної складової коефіцієнта тертя. При терті, як по плівці, так і без неї матеріал при швидкості ковзання 1...1,5 м/с поводить себе стабільно. На графіках ми не спостерігаємо різких коливань чи перепадів вимірюваних показників. Однак, у даному випадку при швидкості ковзання 2 м/с і пробігу близько 1100 м був відзначений різкий підйом коефіцієнта тертя, що привело до стрімкого зростання температури в зоні контакту до 419 К за рахунок схоплювання поверхні тертя зразка, що підплавився, зі сталевим контртілом, і наступним катастрофічним руйнуванням всіх трьох зразків.

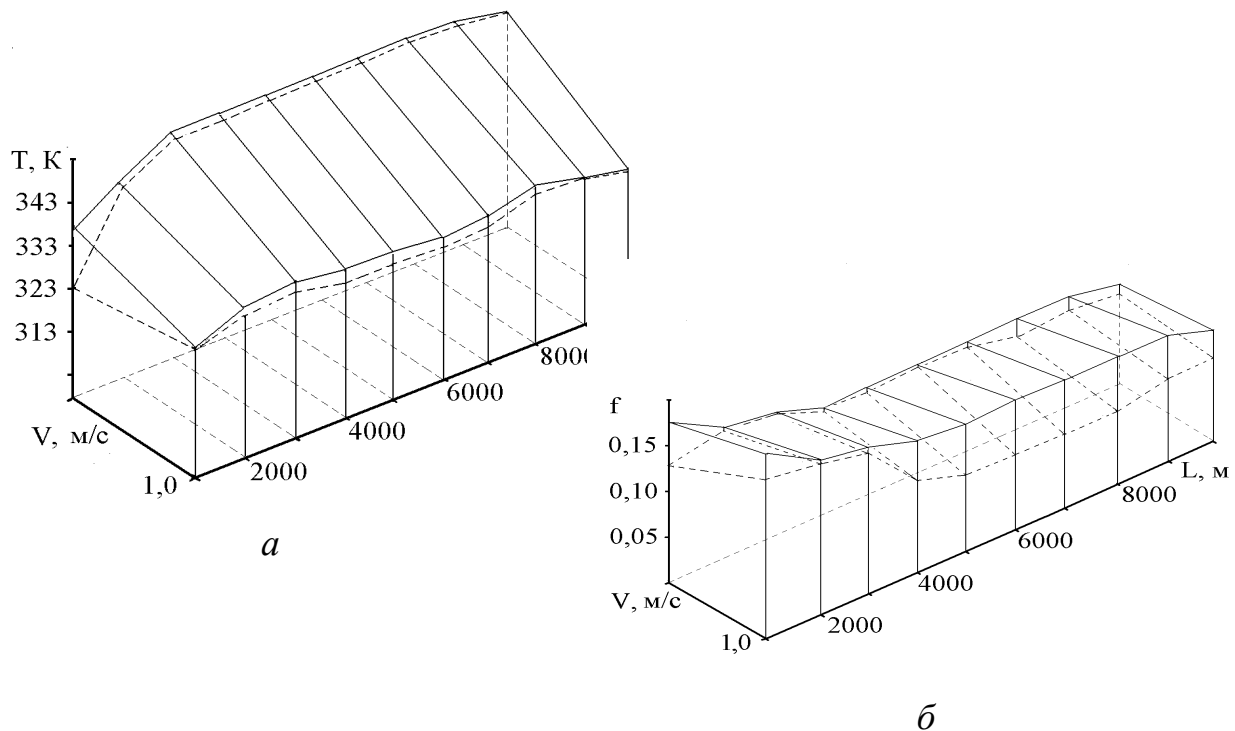


Рис. 2.69 – Вплив швидкості ковзання і шляху тертя на температуру в зоні контакту (а) і коефіцієнт тертя (б) по плівці (- - -) і без плівки (—) УПА-6-40 після вторинної переробки

Аналізуючи в загальному властивості зразків після вторинної переробки бачимо, що при невеликому зниженні ударної в'язкості і теплостійкості антифрикційні властивості в діапазоні швидкостей ковзання 1–1,5 м/с поліпшуються. При цьому зміна коефіцієнта тертя і температури в зоні контакту, як по плівці, так і у випадку її періодичного видалення добре корелюють між собою. Однак, діапазон використання даного матеріалу обмежений значенням $PV \leq 0,6 \text{ МПа} \cdot \text{м/с}$. Аналізуючи дані досліджень на тертя і знос після

третьої переробки (рис. 2.70), можна побачити ще менш стабільний стан вуглепластикових зразків, чим у перших двох випадках. Так, при швидкості ковзання 1 м/с температура при терті без плівки вище, ніж при терті по плівці і практично не корелює із коефіцієнтом тертя.

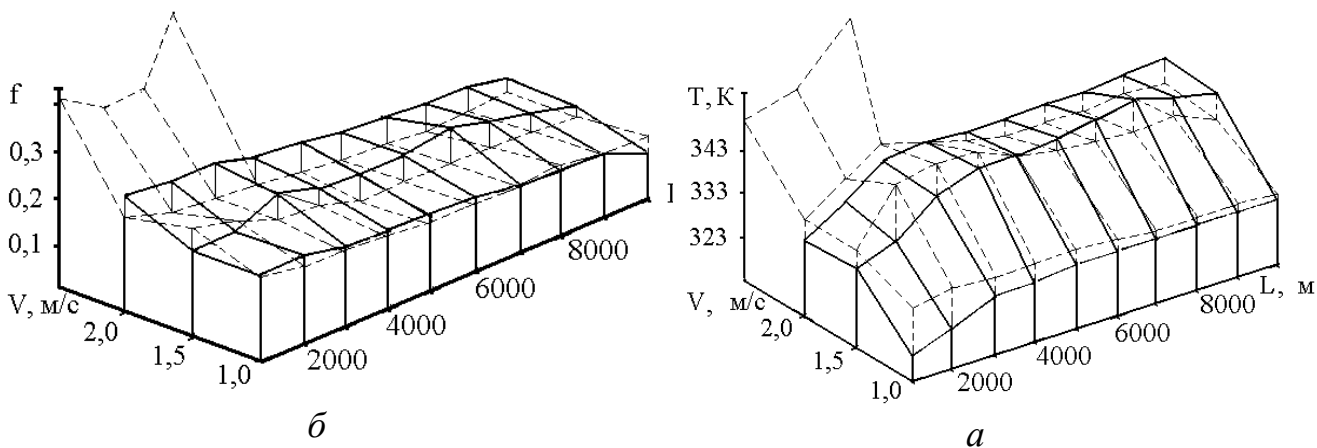


Рис. 2.70 – Вплив швидкості ковзання і шляху тертя на температуру в зоні контакту (*а*) і коефіцієнт тертя (*б*) по плівці (---) і без плівки (—) УПА-6-40 після третинної переробки

Характерним є те, що на шляху тертя до 4000...5000 м при швидкості ковзання 1,5 і 2 м/с, у випадку, коли плівка періодично видалялася з контртіла температура в зоні контакту досягає більших значень, чим при терті по плівці, а потім починає знижуватися до менших. Температура в зоні контакту при терті по плівці на початку роботи досягає певного значення і надалі практично не змінюється.

Що стосується коефіцієнта тертя, то він практично не змінюється за швидкостей 1...2 м/с. При подальшому збільшенні швидкості ковзання до 2,5 м/с уже при пробігу близько 3800 м був відзначений різкий підйом температури і коефіцієнта тертя, що спричинило руйнування зразків.

Результати досліджень зразків після третьої переробки показують, що значення, як коефіцієнта тертя, так і температури в зоні контакту знаходяться в допустимих межах, однак ці показники слабо корелюють між собою. Резуль-

тати досліджень зносостійкості (табл. 2.44) показують, що з кожною наступною переробкою знос зразків зростає. Необхідно також відзначити, що після першої та другої переробки зі збільшенням швидкості ковзання збільшується знос. Це характерно як при терті по плівці переносу, так і без неї. З'ясовано, що після першої переробки зі збільшенням швидкості в 2,5 рази (з 1,0 до 2,5 м/с), знос зразків у середньому зріс у 5,5 рази, після вторинної переробки зі збільшенням швидкості в 1,5 рази знос збільшився в 1,3 рази при терті без плівки й у 1,9 разів по плівці. Після третинної переробки зі збільшенням швидкості ковзання знос коливається нерівномірно. Спостерігалось порушення сталості трибологічних властивостей матеріалу при терті по плівці і без неї. Однак, при терті цих зразків зафіксовані певні позитивні аномальні явища, які доцільно використовувати проектуванні трибоспряжень.

Так, максимальний знос при терті по плівці зафіксовано за швидкості ковзання 1,5, а без плівки – за швидкості 1,0 м/с. У цілому ж, при збільшенні швидкості ковзання в 2 рази, спостерігається зниження зносу як по плівці, так і без її – в середньому в 1,2 рази. Як бачимо, знос коливається в досить малих межах, що говорить про підвищену зносостійкість даного матеріалу. Одержані результати свідчать про існування кореляції між показниками швидкості ковзання і зносом зразків після первинної і вторинної переробках. Зменшення ж зносу зразків після третинної переробки зв'язано, очевидно, як і у випадку з ударною в'язкістю із «зшиванням» матеріалу.

Таблиця 2.44 – Динаміка зносу вуглепластикових зразків при переробках, мг

Швидкість ковзання, м/с	1,0	1,5	2,0	2,5
Первинна	0,3 / 0,5	0,7 / 0,7	0,86 / 0,33	1,66/0,63
Вторинна	0,74/0,72	1,4/0,95	руйнування	_____
Третинна	0,8 / 1,23	1,63 / 0,7	0,65 / 1,05	руйнування

Примітка: Ліворуч від риски – знос по плівці, праворуч – без плівки.

Висновки по розділу

Оптимальний режим сушіння композитів на основі поліаміду 6, зокрема й вуглепластиків, буде наступним: температура повітря 393К (120°C), тривалість сушіння – 4 год., висота шару гранул – 15мм.

Теплостійкість за Віка після первинної переробки складає 497 (224°C), після вторинної переробки – 482 (209°C), а після третинної – 452К (179°C).

Виявлено два оптимальних види термообробки, режимами яких будуть такі:

1. Нормалізація при температурі 393К (120°C) протягом 2 годин у середовищі силіконової оливи марки ПФМС.

2. Відпалювання при температурі 433К (160°C) протягом 2 годин у середовищі силіконової оливи марки ПФМС.

Дослідження трибологічних властивостей після повторних переробок дають привід стверджувати, що експлуатація деталей, виготовлених з вуглепластиків на основі ПА 6 після вторинної переробки цілком доцільна в тих вузлах тертя, у яких вони використовуються після первинної переробки.

Необхідно підкреслити, що на підприємствах, які спеціалізуються на виробництві деталей з вуглепластиків, необхідно організувати ділянку повторної переробки вибракуваних через чи знос з інших причин деталей.

2.3.6 Вплив технологічних факторів на усадку вуглепластикових елементів

Усадка і її прогнозування є основним чинником, що визначає точність розмірів виробів з полімерних композитів, у тому числі й вуглепластиків. Незважаючи на фундаментальні роботи з властивостей і переробки виробів з полімерних матеріалів [7], на сьогоднішній день проблема усадки залишається дуже актуальною. Володіючи інформацією про усадочні процеси виробів з вуглепластиків, у деяких випадках, можна взагалі виключати механічну обробку виробів чи скоротити її до мінімуму. Вплив технологічних факторів на усадку розроблених нами полімерних композитів дотепер залишався не вивченим. Вирішення цього завдання дозволить не тільки забезпечити розміри деталей, що задаються, але і правильно скорегувати робочий цикл їхнього виготовлення.

Для досліджень були підготовлені зразки – втулки з внутрішнім, зовнішньої діаметрами і висотою, відповідно: 49,35; 60,5 і 50,8 мм. Деталі виготовлялися на ливарній машині ПЛ-32 методом лиття під тиском (9–9,5 МПа), температура лиття 533...538К (260...265°C). Перші вимірювання проводилися через 30 хвилин після виготовлення деталі, а далі – через кожні 24 години

аж до припинення процесу усадки. У процесі проведення дослідів, здійснювали три витримки виробів під тиском: 10, 15 і 20 секунд.

Практично у всіх площинах у перші 24 години процес усадки протікав рівномірно (криві рівнобіжні), незалежно від часу витримки деталі під тиском (рис. 2.71, а, б, рис. 2.72, а, б). Виміри через 48 і 72 години показали, що розміри залишаються стабільними чи змінюються на 0,01–0,03 мм. Це говорить про припинення процесу усадки. Мікрометраж досліджуваних деталей дозволив одержати графічні залежності протікання процесу усадки від часу $t_{\text{в}}$ (рис. 2.71–2.74) і таблицю значень остаточної усадки в різних площинах (табл. 2.45).

Розглянемо, як здійснюється усадка деталі по її висоті (рис. 2.73). Як видно з графіка найменшу усадку мають деталі, при $t_{\text{в}}$ 10 і 15 с, найбільша при $t_{\text{в}}$ 20 с. Хоча максимальний розкид остаточної розмірів склав всього 0,04 мм. У даному випадку усадка по висоті виробу коливається від 0,64 (при $t_{\text{в}}$ 10 і 15 с) до 0,7% (при $t_{\text{в}}$ 20 с).

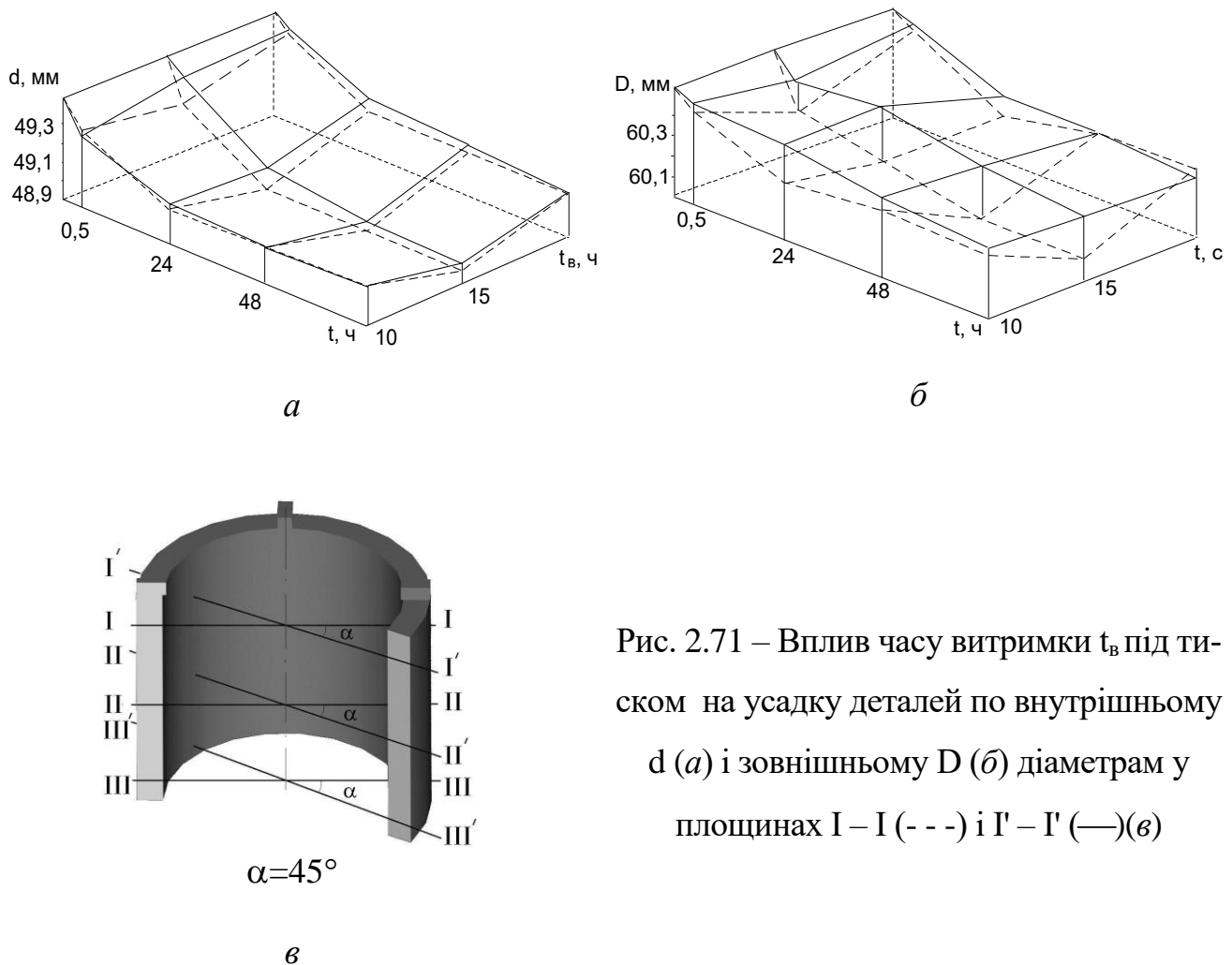


Рис. 2.71 – Вплив часу витримки $t_{\text{в}}$ під тиском на усадку деталей по внутрішньому d (а) і зовнішньому D (б) діаметрам у площинах I – I (---) і I' – I' (—)(в)

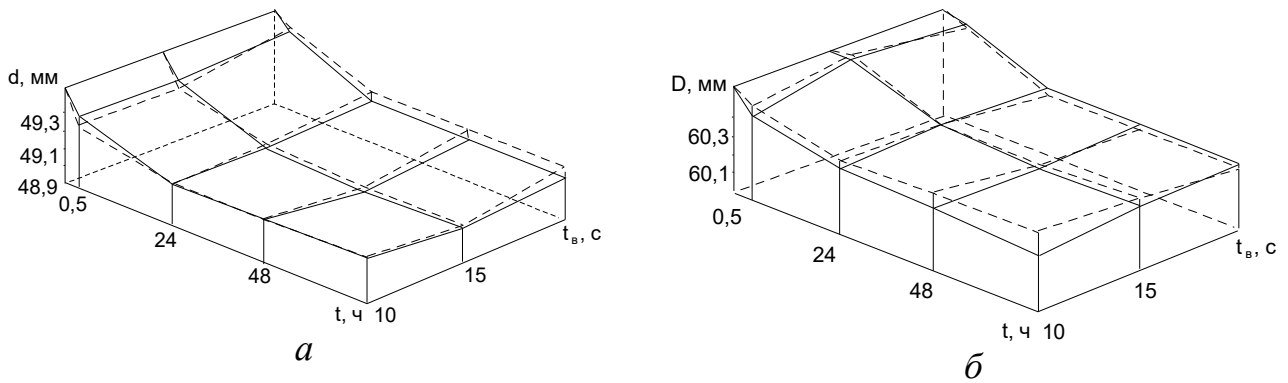


Рис. 2.72 – Вплив часу витримки t_b під тиском на усадку деталей по внутрішньому d (а) і зовнішньому D (б) діаметрах у площинах II – II (---) і III' – III' (—)

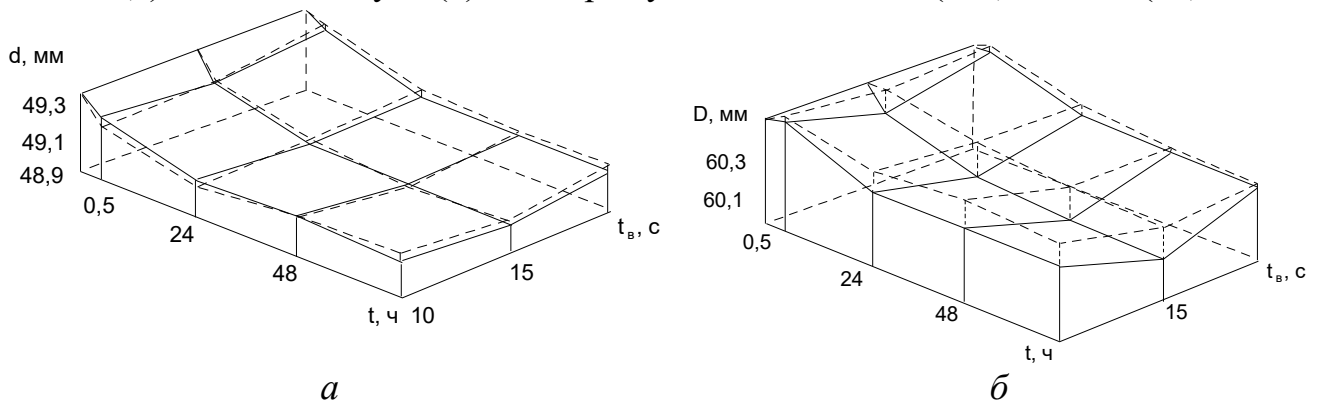


Рис. 2.73 – Вплив часу витримки t_b під тиском на усадку деталей по внутрішньому d (а) і зовнішньому D (б) діаметрам у площинах III – III (---) і III' – III' (—)

Незначне збільшення діаметрів, пов'язане з тим, що вуглепластики на основі поліамідів відносяться до гігроскопічних матеріалів і при великому поглинанні вологи деталі з них в певній мірі деформуються [8]. Тому разом з мікрометражем вимірялася також вага деталей (рис. 2.75). Вага виготовлених деталей коливалася від 67,1 до 67,4 г. Протягом трьох діб їхня вага збільшилася в середньому на 0,097 г чи на 0,13%.

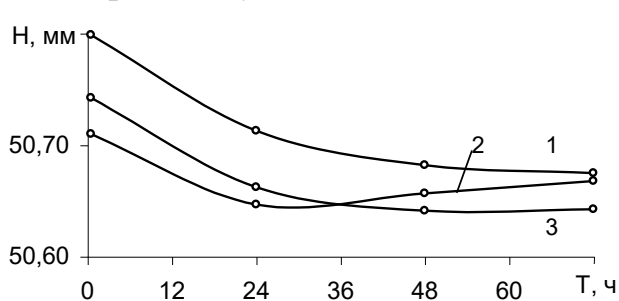


Рис. 2.74 – Усадка по висоті H виробів отриманих при витримці під тиском 10 (1), 15 (2) і 20с (3)

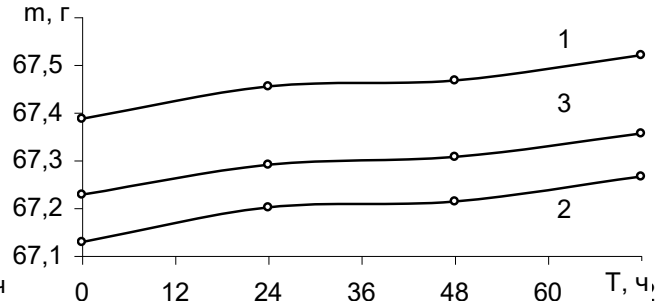


Рис. 2.75 – Зміна маси (m) виробів в процесі усадки. Позначення ті ж, що і на рис 2.74

Таблиця 2.45 – Величина усадки для втулок з вуглепластика з діаметрами:
зовнішнім $D=60,5$ і внутрішнім $d=49,35$ мм

Площина I – I				
Час витримки під тиском t_b , з	Зовнішній діаметр	Усадка, %	Внутрішній діаметр	Усадка, %
10	По літниках	0,55	По літниках	0,35
15		0,83		0,68
20		0,51		0,35
10	Між літниками	0,55	Між літниками	0,29
15		0,71		0,36
20		0,51		0,41
Площина II – II				
10	По літниках	0,18	По літниках	0,49
15		0,29		0,59
20		0,35		0,55
10	Між літниками	0,31	Між літниками	0,49
15		0,31		0,57
20		0,31		0,44
Площина III – III				
10	По літниках	0,07	По літниках	0,36
15		0,23		0,44
20		0,11		0,36
10	Між літниками	0,21	Між літниками	0,26
15		0,46		0,42
20		0,16		0,32

2.3.7 Вплив кліматичних факторів на властивості вуглепластиків

Зберігання сільськогосподарської техніки повинно проводитися згідно ГОСТ 7751-85 [9] або за вимогами, визначеними самим виробником. Велика кількість сільськогосподарської техніки, в тому числі і зернозбиральних комбайнів, у міжсезоння зберігається на відкритих ділянках просто неба, або під

примітивними навісами, піддаючи тим самим зовнішні деталі впливу температури, вологості, сонячної радіації. Знаючи, як впливають кліматичні умови на властивості деталей з пластичних мас, можна завчасно визначити, наскільки довго і чи можуть взагалі ті чи інші пластмаси працювати чи зберігатися в заданих умовах. Особливо це стосується поліамідів, які є чутливими, наприклад, до дії вологи. Відомо, що деталі з поліамідів, адсорбуючи вологу, змінюють лінійні розміри, а також фізико-механічні властивості. Якщо зниження властивостей деталей призводить до скорочення ресурсу, то зміна лінійних розмірів може привести до заклинювання пари тертя з подальшим руйнуванням пластмасової деталі. Праці, присвячені процесам старіння пластичних мас [10–14] не розкривають в повній мірі перш за все вплив кліматичних факторів на процес старіння саме вуглепластиків. Детально дане питання досліджене в роботі [15]. Показано, що кліматичні умови, які створюються в зимовий період на території України можна віднести до несприятливих. Це можна пояснити не тільки різкими і суттєвими перепадами температури, але і різкими коливаннями відносної вологи повітря. Фактично вони призводять до прискорення процесу старіння деталей, виготовлених з пластичних мас. Найбільш розповсюдженими і практично важливими активаторами, які сприяють старінню усіх полімерних матеріалів є температура і волога повітря.

Тому був проведений дослід, в процесі якого зразки протягом періоду зберігання с.-г. техніки і наступного вегетаційного періоду рослин піддавались дії кліматичних умов. Згідно ГОСТ 17170-71 зразки були розміщені на відкритому стенді. Так як при роботі типових деталей сільськогосподарської техніки найбільш впливовим фактором є ударні навантаження, визначали вплив кліматичних факторів на ударну в'язкість. Аналізуючи одержані залежності бачимо (рис. 2.76), що ударна в'язкість змінюється несуттєво. Виявлено, що із збільшенням відносної вологи повітря ударна в'язкість дещо зменшується і навпаки. Волога, яка поглинається поліамідом б знижує температуру склування, за рахунок чого спонукає перехід полімеру із скловидного у високоеластичний стан і викликає протікання кристалізаційних процесів, що і пояснює функцію вологи. [16]. Тобто, волога надає пластифікуючу дію на матрицю вуглепластика – поліамід. Однак, як сказано в [17] і підтверджується нашими дослідженнями, викликані поглинанням вологи зміни фізико-

механічних властивостей в значній мірі є оборотними, хоча повного відновлення властивостей і не відбувається. Так, уважно спостерігаючи за кривими ударної в'язкості 1 і відносної вологості повітря 4 можна побачити, що із підвищенням вологості W повітря, ударна в'язкість a знижується. У випадку,

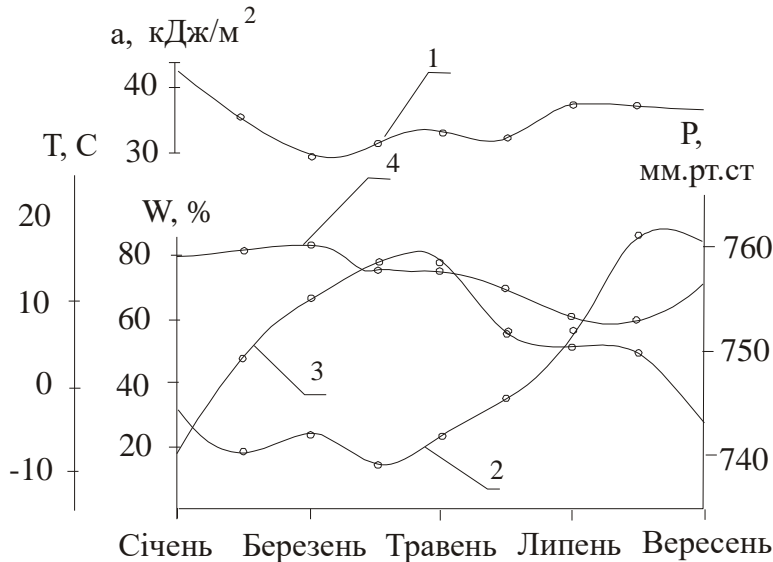


Рис. 2.76 – Вплив кліматичних факторів на ударну в'язкість вуглепластика:

- 1 – ударна в'язкість; 2 – середньодобова температура; 3 – атмосферний тиск;
- 4 – відносна вологість

коли W спадає, значення a зростає, але у будь-якому випадку вона не перевищувала початкове значення, рівне 41,5 кДж/м². У процесі досліджень не виявлено залежності між температурою повітря T та ударною в'язкістю a . Це можна пояснити тим, що температурний інтервал у процесі дослідження коливався незначно (від -17 до $+28^{\circ}\text{C}$) у порівнянні з температурними режимами експлуатації даного вуглепластика.

Таким чином за результатами випробовувань впливу кліматичних факторів на властивості деталей з вуглепластиків можна зробити наступні висновки:

- температура навколишнього середовища помірного клімату, в якому знаходиться Україна не впливає на роботу деталей з вуглепластиків після міжсезонного зберігання на відкритому повітрі;
- із зростанням відносної вологості повітря ударна в'язкість деталей з вуглепластиків незначно знижується. Цей процес є зворотнім;
- деталі з даного вуглепластика при встановленні зернозбиральних комбайнів на зберігання під відкритим небом не потребують додаткових заходів по зберіганню, чи зняття їх з комбайнів на період зберігання.

2.3.8 Дослідження трибологічних властивостей вуглепластикових елементів

2.3.8.1 Дослідження тертя без змащення

Широкий спектр експлуатаційних умов роботи деталей рухомих з'єднань сільськогосподарської техніки вимагає перевірки працездатності вуглепластикових елементів. У нашому випадку вона полягає в експериментальних дослідженнях їх трибологічних властивостей за різних умов експлуатації. Для визначення доцільності застосування вуглепластиків, порівнювались триботехнічні характеристики чистого поліаміду марки ПА-6, який серійно випускається, та вуглепластиків на його основі – УПА-6-30 і УПА-6-40. В процесі досліджень, режими роботи експериментальних зразків встановлювали, виходячи з реальних умов роботи типових деталей тертя, що досліджувались. Так як характер роботи вуглепластиків обумовлюється фактором PV , то в процесі випробувань змінювали цей показник шляхом варіації тиску P на зразок, при цьому швидкість залишалася сталою. Таким чином тиск на зразки змінювали в межах $P = 0,3 \dots 1,0$ МПа, швидкість $V = 1,0$ м/с (рис. 2.77).

Як видно з рис. 2.77, із збільшенням тиску P значення зносу I та температури T в зоні тертя у зразка із чистого ПА-6 стабільно збільшується у порівнянні із вуглепластиковими зразками. При цьому, із збільшенням тиску від 0,4 до 1,0 МПа, тобто у 1,5 рази знос зразка із чистого ПА-6 зріс у 4 рази, в той час як у вуглепластиків на його основі він залишається практично незмінним, температура у чистого ПА-6 зросла у 1,2 рази, а у вуглепластиків знову залишилася практично незмінною. Враховуючи те, що трибологічні властивості двох марок вуглепластиків при даних режимах експлуатації є близькими, то було прийнято рішення проводити подальші дослідження на вуглепластику УПА-6-30, так як у ньому міститься на 10 відсотків менше до-рогих вуглецевих волокон.

Важливе значення має уявлення про роботу деталей з вуглепластиків у контакті із металевими контртілами різної шорсткості. Справді, в реальності, у вузлах, в яких передбачається впровадження вуглепластикових деталей, контртіла мають різну шорсткість поверхні.

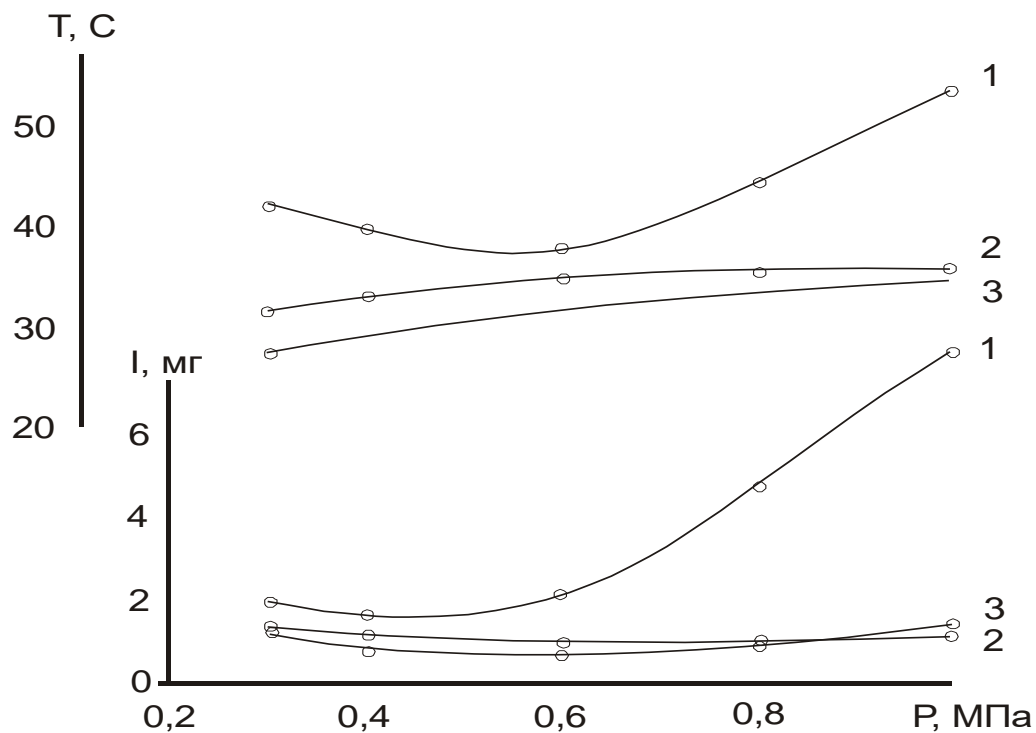


Рис. 2.77 – Вплив тиску P на температуру в зоні контакту T і знос I зразків з: 1 – поліаміду-6; 2 – УПА-6-30; 3 – УПА-6-40

Аналіз даних представлених на рис. 2.78,*a* показує, що із зростанням шорсткості металевого контртіла R_a від 0,07 до 2,5 мкм (тобто з 10 по 5 клас шорсткості) коефіцієнт тертя зріс в 2,1 рази.

Більш динамічно цей показник змінювався при збільшенні тиску на зразок. Так, із збільшенням тиску у 2,5 рази, а саме від 0,4 до 1,0 МПа коефіцієнт тертя зріс в середньому у 3,2 рази. Мінімальні значення цього показника – 0,14 – було зафіксовано при терті по контртілу з $R_a = 0,07$ мкм і тиску 0,4 МПа. Однак, при подальшому збільшенні тиску, на даному контртілі, він перевищив значення коефіцієнта тертя у порівнянні з контртілом з $R_a = 0,25$ мкм. Далі у всіх випадках найменший коефіцієнт тертя спостерігався при терті по контртілу $R_a = 0,25$ мкм. Максимальне значення – 0,7 зафіксовано при терті контртіла $R_a = 1,2$ мкм і тиску $P=1$ МПа.

Дослідження зносостійкості (I) зразків (рис. 2.78,*б*) показало, що із зростанням шорсткості з 10 по 5 клас (при $P = 0,4$ МПа), знос зразків збільшився лише в 1,6 рази. При цьому мінімальні значення зносу (I) спостерігались для контртіла з $R_a = 0,25$, а максимальні з $R_a = 1,2$ мкм. Знос всіх зразків також

зростає (в 1,4–2 рази) при прикладанні тиску $P = 1$ МПа. Як показав огляд поверхні контртіла, така поведінка вуглепластика пояснюється присутністю на поверхні ділянок підплавленого матеріалу, що пояснюється наявністю адгезійних сил, які приводять до зростання як коефіцієнта тертя, так і зносу.

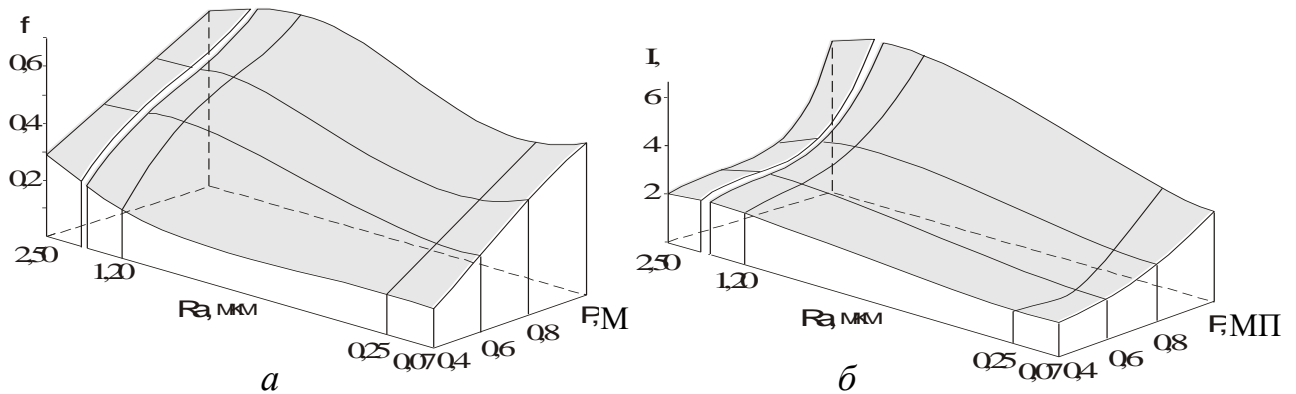


Рис. 2.78– Вплив шорсткості поверхні контртіла R_a і тиску P на коефіцієнт тертя f (а) і знос I (б)

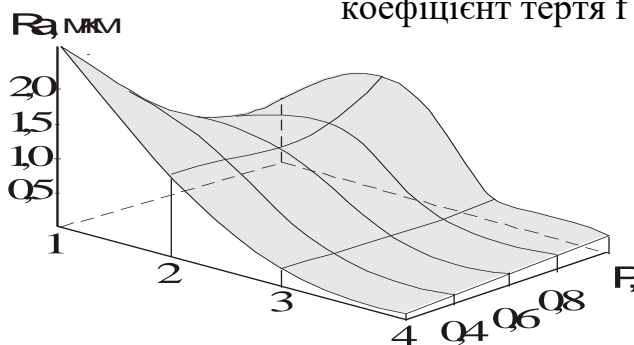


Рис. 2.79 – Залежність зміни шорсткості поверхні контртіла R_a від тиску P :

контртіла з початковою шорсткістю

1 – $R_a = 2,5$ мкм; 2 – 1,2 мкм;

3 – 0,25 мкм; 4 – 0,07 мкм

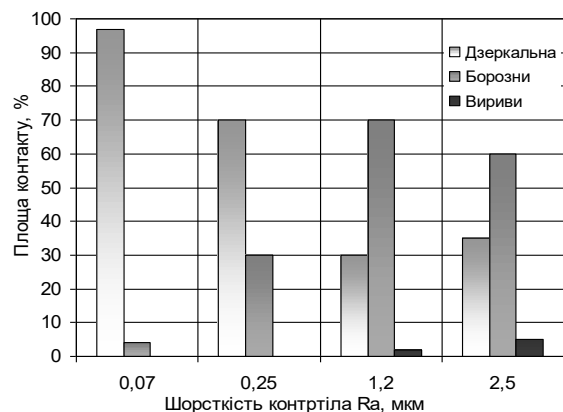


Рис. 2.80 – Розподіл поверхні тертя зразків вуглепластика за характерними зонами

Аналіз рис. 2.79 показує, що у всіх випадках, крім контртіла 4 ($R_a = 0,07$ мкм) шорсткість із зростанням тиску P до 0,6 МПа знижується, тобто спостерігається ефект шліфування сталі вуглепластиком. Але при подальшому зростанні тиску шорсткість контртіла R_a збільшується. Причина збільшення шорсткості контртіл з більшою початковою шорсткістю (контртіла 1 і 2) викликана розвитком задирів і каналів (борозен) при жорстких режимах тертя (0,8 і 1 МПа \times м/с).

Аналізуючи структуру характерних зон поверхні тертя зразків (рис. 2.80) бачимо, що із зростанням шорсткості контртіл, дзеркальна доля поверхні зони контакту зменшується. Так, при зростанні шорсткості в 17 разів (тобто з R_a 0,07 до R_a 1,2 мкм), площа дзеркальної поверхні знизилась більш як втричі (з 97 до 30%). При використанні контртіла з R_a 2,5 мкм площа дзеркальної поверхні склала 35% від загальної площі контакту. В аналогічних умовах, площа контакту з борознами зросла в 14 разів. Однак, при R_a 2,5 мкм цей показник зменшився на 10%. При застосуванні контртіл з R_a 1,2 і 2,5 мкм, спостерігається також поява невеликих площ з задирами та глибокими виривами.

Оптичні дослідження поверхні (рис. 2.80) тертя свідчать про стійку тенденцію щодо поведінки волокон у полімерній матриці. Так, із зменшенням шорсткості контртіла відбувається деяке подрібнення волокон. При дослідженні поверхні тертя ВП з контртілом R_a 2,5 близько 50% складають волокна довжиною 0,11–0,15 мм. При застосуванні контртіла R_a 1,2 мкм – близько 60–70% займають волокна довжиною 0,09 мм; R_a 0,25 – 75–80% волокна довжиною 0,06–0,07 мм; R_a 0,07 – 80–85% – волокна, довжиною 0,03–0,04 мм. Це пояснюється тим, що, як показали оптичні дослідження, із зменшенням шорсткості поверхні контртіла, збільшується фактична площа контакту, що, в свою чергу, призводить до інтенсивного перетирання волокон, особливо при жорстких умовах роботи. Таким чином, дрібна фракція волокон, яка утворюється при терті контртіл з низькими показниками R_a сприяє зниженню коефіцієнта тертя.

Дослідження поверхні тертя зразків здійснювали на зразках, що працювали у парі зі сталевими контртілами різної шорсткості, так як пари тертя «вуглепластик-сталь» є найбільш поширеними у рухомих з'єднаннях зернозбиральних комбайнів. Аналіз стану поверхні тертя вуглепластиків дозволив розділити її на три основних ділянки: I – гладка дзеркальна поверхня; II – поверхня з борознами проорювання; III – вириви. При терті зразків з контртілом, шорсткістю $R_a=2,5$ мкм, 30–35% поверхні тертя вуглепластика складає поверхня I (*a*). 55–60% складає поверхня з борознами (*b*), і близько 5–10% – невеликі вириви з хаотичним розташуванням волокон і, очевидно, деяким підплавленням в'язучого (*в*).

Поверхні контакту вуглепластика при роботі з контртілом $R_a=1,2$ мкм характеризуються, в основному, двома видами: гладка поверхня – 25–30% (z) і інша частина – вириви, що розвиваються (d) і борозни проорювання (e). Причому, дрібні борозни чергуються з досить великими, поверхнями, що характеризуються наявністю висмикнутих волокон. Збільшення смуг проорювання, пояснюється тим, що із зменшенням висоти мікронерівностей, площа фактичного контакту між полімерним зразком і сталевим контртілом збільшується і, як наслідок, зростає адгезійна складова сили тертя і температура в зоні тертя, що приводить до розм'якшення в'язучого. Це полегшує висмикнування волокон тангенційною складовою, викликаючи розвиток смуг проорювання. Із зменшенням шорсткості сталевого контртіла мікронерівності стають настільки малі, що нездатні висмикнути волокно, хоча фактична площа контакту збільшується. Дійсно, у процесі тертя вуглепластика по контртілу $R_a=0,25$ мкм, приблизно 70–75% поверхні тертя зразка займає гладка площа без борозен, задирів і т.п. Завдяки низькій шорсткості поверхні контртіла режим тертя стає більш м'яким і спостерігається зниження коефіцієнта тертя і зносу.

Іншу частину займає, в основному, поверхня з дрібними подряпинами, початковими виривами і, очевидно, з висмикнутими волокнами (e) На рис. 2.81, з зображений фрагмент початку утворення великого вириву.

Практично всю поверхню тертя вуглепластикових зразків із контртілом, шорсткістю $R_a = 0,07$ мкм, займає гладка поверхня з хаотичним розташуванням волокон і дрібними виривами (u). Лише 2–3% площі зразка займають початкові руйнування – вириви (i) і ділянки, з витягнутими (висмикнутими) у процесі тертя волокнами (i).

Очевидно, що дрібні вириви, які утворились по всій поверхні контакту і привели до незначного збільшення зносу і коефіцієнта тертя, у порівнянні, наприклад, з контртілом $R_a=0,25$ мкм.

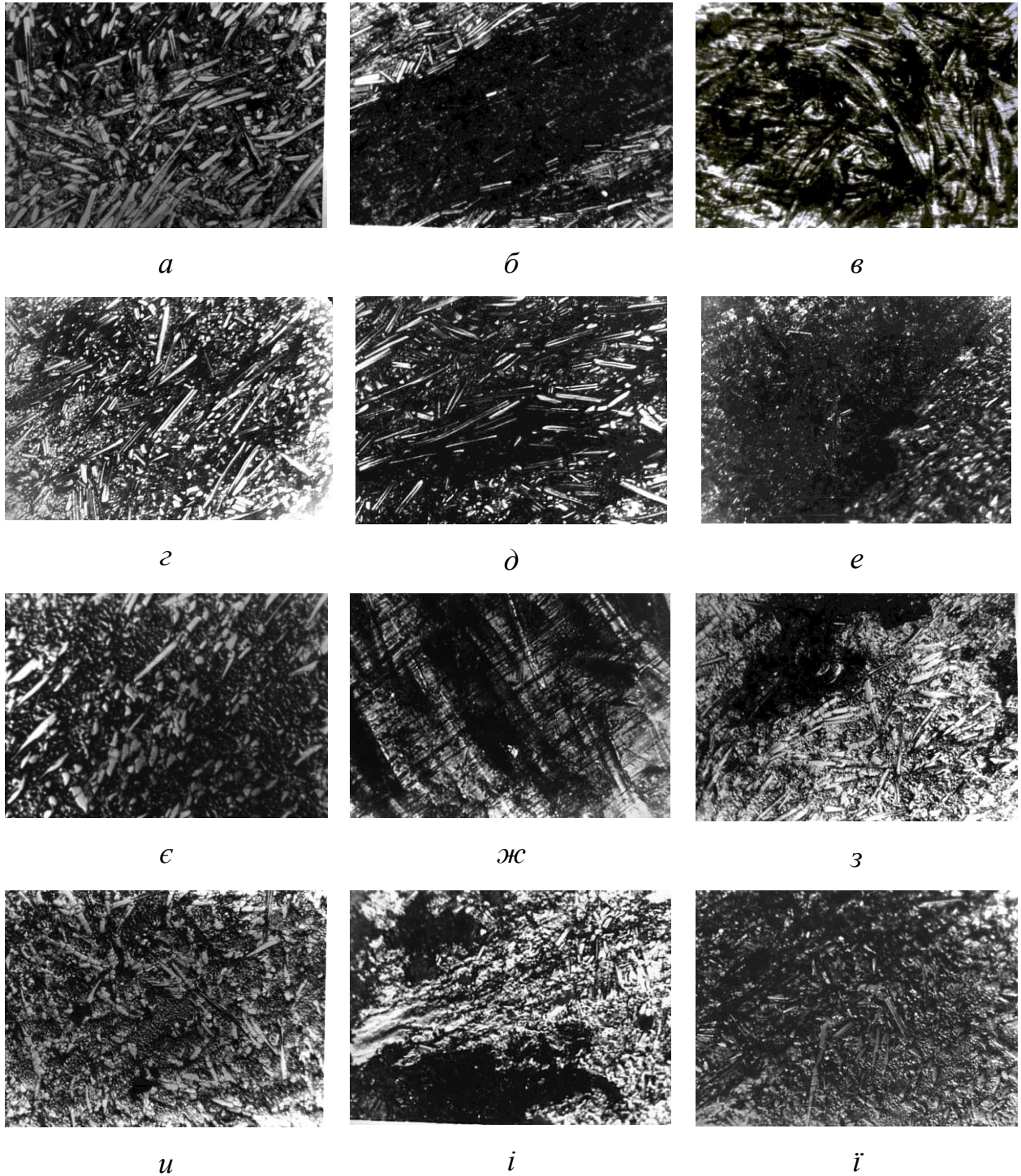


Рис. 2.81 – Мікроструктура поверхні тертя УПА-6-30 при терті з контртілами, що мають шорсткість 2,5 (*а, б, в*), 1,2 (*г, д, е*), 0,25 (*є, ж, з*), 0,07 мкм (*и, і, ї*):
а, г, є, и – гладка дзеркальна поверхня; *б, д, ж, і* – борозни проорювання;
в, е, з, ї – дрібні вириви ($\times 100$)

Розвиваючи дослідження у напрямку вивчення трибологічних властивостей деталей з вуглепластиків, нам довелося зіткнутися з відсутністю даних про вплив природи контртіла на ці характеристики, що не дозволяло істотно розширити сфери їхнього застосування в машинобудуванні.

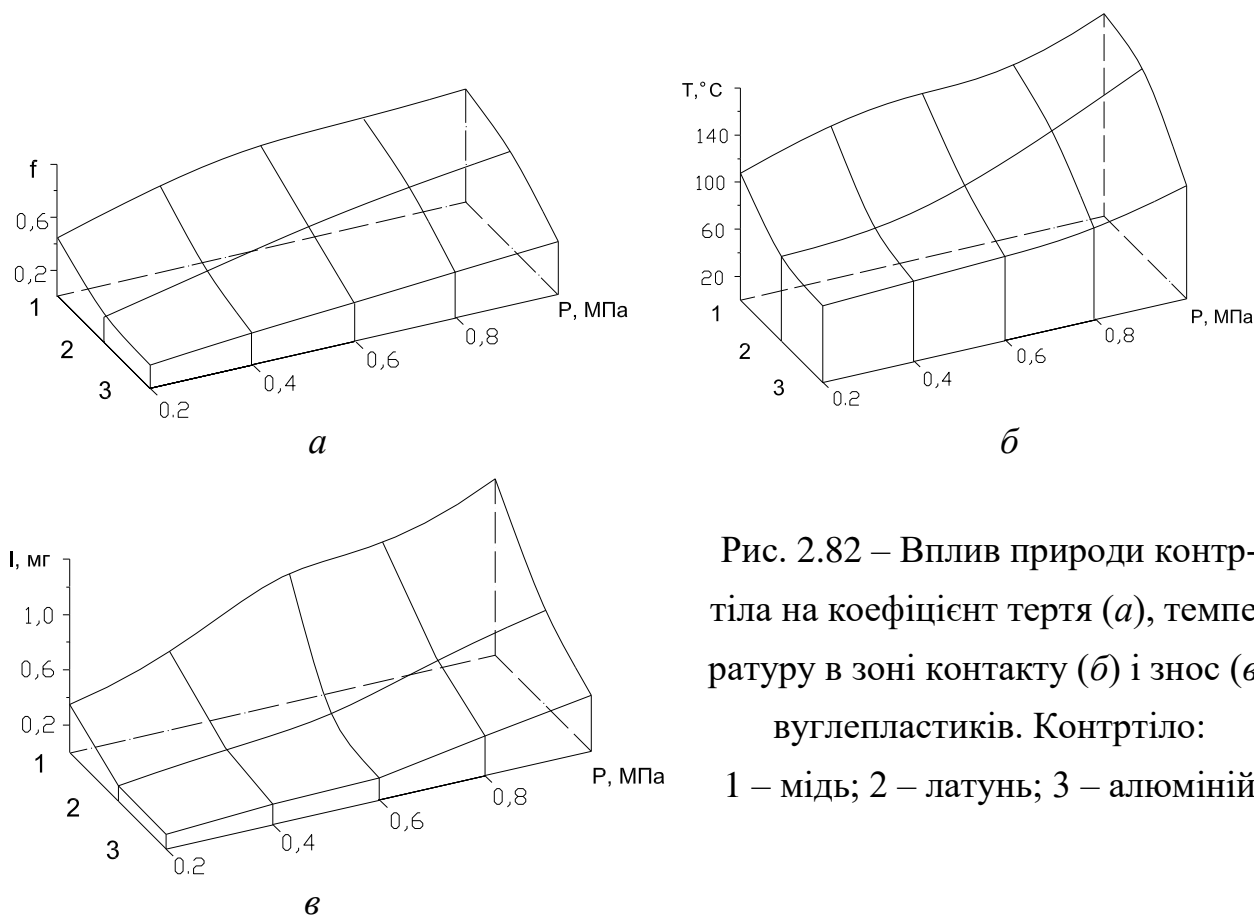


Рис. 2.82 – Вплив природи контртіла на коефіцієнт тертя (*a*), температуру в зоні контакту (*б*) і знос (*в*) вуглепластиків. Контртіло: 1 – мідь; 2 – латунь; 3 – алюміній

З огляду на це, вивчали особливості зміни трибологічних властивостей вуглепластиків при роботі в парі з найбільш розповсюдженими кольоровими металами, а саме: міддю, латунню й алюмінієм. Випробування матеріалу проводилися при швидкості ковзання 1,0 м/с на дисковій машині тертя за методикою [18].

Отримані результати (рис. 2.82) свідчать про те, що в досліджуваному діапазоні навантажень максимальні значення зносу, коефіцієнта тертя і температури в зоні контакту відзначені при роботі вуглепластиків з мідним контртілом. Робота цієї пари, незважаючи на плівку переносу, що утворилася і чітко проявлялася на поверхні контртіла, характеризувалася постійними шумовими ефектами (писк, скрегіт). В діапазоні тиску $0 \leq P \leq 0,6$ МПа спостерігалися навіть поодинокі випадки схоплювання матеріалу з контртілом, однак надалі катастрофічного зносу і руйнування полімеру не відбулося, хоча

при $P = 1$ МПа температура в зоні контакту досягала 443 К (170°C). Тертя по латуні (2) здійснювалося більш спокійно, і лише при досягненні тиску 0,8 МПа при стабільному підйомі коефіцієнта тертя f , відзначений більш різкий ріст температури T і зносу I .

У процесі притирання вуглепластикових зразків з алюмінієвим контртілом утворювалася тонка алюмінієва стружка. Це пояснюється тим, що в зоні тертя (рис. 2.83,*а*) виникають великі контактні напруження. Так, розрахунковий тиск при притиранні вибирається мінімальним і у нашому випадку повинен складати 0,2 МПа. На початку притирання площа контакту складає 0,1...0,16 від номінальної (0,785 см²), що в підсумку дає підвищення тиску до 1,25...2,5 МПа, і, як наслідок, приводить до утворення продуктів зносу у виді стружки. Надалі, зі збільшенням припрацьованої поверхні зразка (рис. 2.83,*б*), контактні напруження поступово знижуються, рівномірно розподіляючись в зоні тертя вуглепластикового зразка і металевого контртіла, сприяючи тим самим, утворенню дрібнодисперсних продуктів зносу. У цілому, для пари тертя «вуглепластик-алюміній» коефіцієнт тертя мав найнижчі значення, плавно зростаючи від 0,18 до 0,32. Це вказує на високі антифрикційні властивості, як алюмінію, так і вуглепластика. Температура в зоні контакту також була меншою у порівнянні з двома попередніми випадками: «вуглепластик-мідь» і «вуглепластик-латунь», що свідчить про м'який режим тертя.

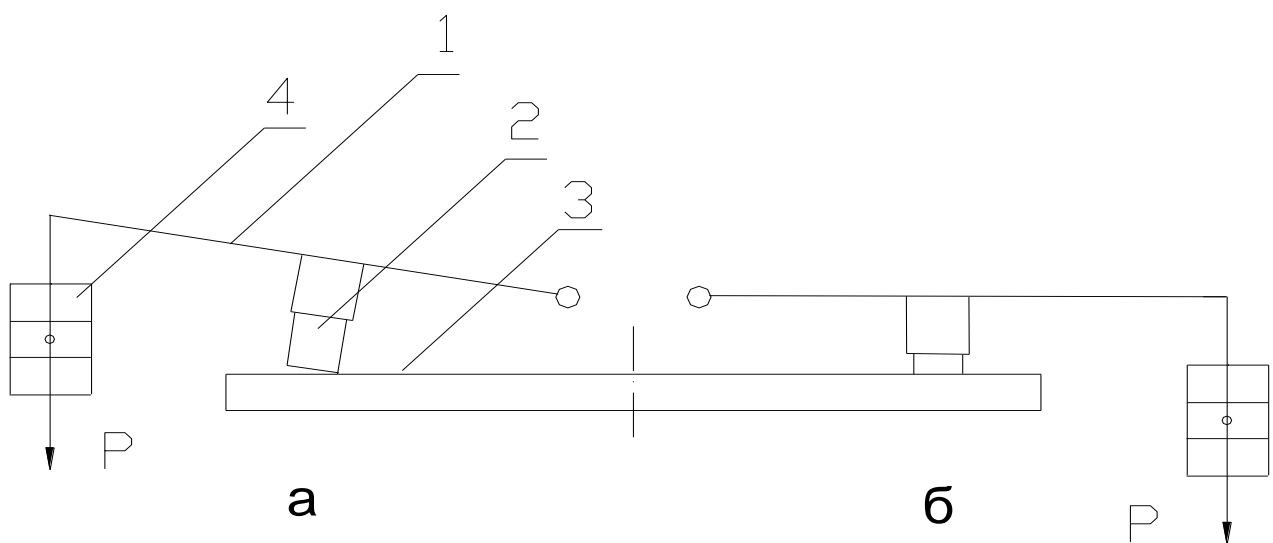


Рис. 2.83 – Схеми: *а* – притирання зразків, *б* – тертя. 1 – балочка; 2 – зразок з вуглепластика; 3 – контртіло; 4 – відтаровані гирі

Аналізуючи дані, приведені в табл. 2.46, стає очевидним, що вища температура в зоні контакту при терті вуглепластика по міді пов'язана з тим, що остання має найменші значення теплопровідності λ та питомої теплоємності C_p , латунь – середніми й алюміній – максимальними [19, 20]. Таким чином, теплофізичні властивості металевих контртіл і трибологічні вуглепластика добре корелюють між собою.

Таблиця 2.46 – Теплофізичні властивості контртіл при $T = 300K$ ($27^\circ C$)

Показник	Мідь	Алюміній	Латунь
Електроопір ρ , Ом·м	1,725	1,587	-
Теплопровідність λ , УТ/(м·см)	101,9	235,9	110
Питома теплоємність C_p , Дж/(кг·см)	385	903,7	391
Температуропровідність a , 10^{-6} , м ² /з	130	93,8	-

У цілому, найкращі трибологічні властивості вуглепластика виявилися при терті з алюмінієвим контртілом. При цьому необхідно звертати особливу увагу на припрацювання робочих поверхонь з метою не допустити появи і розвитку задирів. Це забезпечується виключенням перекосів у парі тертя. Матеріал також працездатний з латунним контртілом, хоча тут присутній більш жорсткий режим тертя. При терті з міддю можна сказати, що при $P = 1$ МПа деталі з вуглепластиків працюють на межі своїх трибологічних можливостей, про що свідчать високі значення коефіцієнта тертя, температури і зносу.

2.3.8.2 Дослідження тертя при змащуванні

Полегшити досить напружений режим роботи можна за допомогою змащування робочих поверхонь трибосистеми. Використання змащування сприяло б ефективній експлуатації вуглепластикових деталей, бо воно призвело б до зниження теплового навантаження на рухомих з'єднаннях і, як наслідок, до росту зносостійкості матеріалу. Це також дозволило б суттєво зни-

зити коефіцієнт тертя, знос, а отже, подовжити строк служби вузла тертя. Тому нами були проведені лабораторні випробування цього матеріалу у різних змащувальних середовищах. Змащування проводилося за допомогою часткового занурення контртіла у ванну із змащувальним середовищем, об'ємом 0,5 л. Змащувальні середовища окремо складалися із присадки «Вітал» з додаванням води; оливи И-40 та двох композицій на основі цих складових. Швидкість ковзання складала 1,15 м/с.

Як видно із графічної залежності (рис. 2.84) найменші значення коефіцієнта тертя спостерігаються при змащуванні чистою оливою И-40. Із зменшенням вмісту останнього в змащувальних композиціях коефіцієнт тертя дещо зростає, але навіть у тому випадку, коли тертя відбувається зовсім без мастила, він не перевищує 0,052.

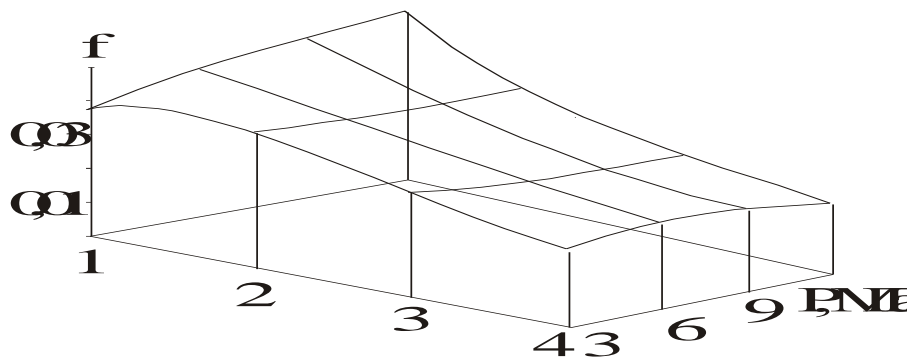


Рис. 2.84– Вплив навантаження P на коефіцієнт тертя у змащувальних середовищах: 1 – Вітал-5% + вода – 95% (I); 2 – (I)-50% + олива И-40 – 50%; 3 – (I) – 25%+олива И-40 – 75%; 4 – олива И-40

З ростом навантаження коефіцієнт тертя залишається стабільним. Лише при застосуванні присадки «Вітал» він незначно зростає. В процесі випробувань фіксувався також знос зразків, та температура змащувального середовища (табл. 2.47). Як видно із таблиці чіткого розподілу значень зносу не спостерігається. Там, де вказано (+), мається на увазі, що зразок не втратив, а збільшив вагу. Це можна пояснити тим, що вуглепластики на основі термопластів мають відкриту пористість до 3% і тому в процесі тертя, при прикладенні навантаження зразок поглинає змащувальну композицію, збільшуючи

свою вагу. Чітка закономірність зміни ваги зразка від навантаження відсутня. Але можна простежити, що найбільше поглинання змащувального середовища спостерігається при змащенні композицією (I) та (I) – 50%+И-40 – 50%, тобто там, де найбільше води (95 та 50% відповідно).

Таблиця 2.47 – Залежність температури T ($^{\circ}\text{C}$) і зносу I (мг) від тиску P та змащувального середовища

Змащувальне середовище	Показники	Навантаження P , Мпа			
		3	6	9	12
Вітал – 5%+вода-95%(I)	T , К	296	310	312	325
	I , мг	0,05	+0,05	+0,15	+0,2
(I)-50%+И-40 – 50%	T , К	312	315	323	325
	I , мг	0,35	+0,05	+0,55	+0,2
(I)-25%+И-40 – 75%	T , К	304	310	312	316
	I , мг	0,1	+0,1	+0,1	0,1
И-40	T , К	299	308	316	321
	I , мг	0,05	+0,05	0	0,1

Із збільшенням питомого тиску на зразок, коефіцієнт тертя, в основному, залишається стабільним. Значення фактора PV досягає максимального значення 14 МПа·м/с.

ЛІТЕРАТУРА

1. Калинин Э.Л., Саковцева М.Б. Свойства и переработка термопластов: Монография. – Ленинград: Химия, 1983. – 286 с.
2. Абрамов С.К., Рассохин Г.И., Климчук Ю.Ф. Полимерные материалы в сельскохозяйственном машиностроении: Монография. – М.: Агропромиздат, 1986. – С. 3–5.
3. Повышение технического уровня самоходных зерноуборочных комбайнов за счет применения новых материалов. Обзорная информация. Выпуск 4. М.: ЦНИИТЭ Итракторсельмаш. – 1982, 48 с.

4. Hiruacu Ogawa. Application Development of CFRP. Today and Tomorrow. // Jap. Plast. Age, 1982. – Vol. 20, №184, – P. 17–22.

5. Фитцер Э., Дифендорф Р., Калинин И. Углеродные волокна и углекомпози́ты: Монография М.: Мир, 1988. – С. 294.

6. Кестельман Н.Я. Термическая обработка полимерных материалов в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1968.– С. 266.

7. Лапшин В.В. Основы переработки термопластов литьем под давлением: Монография. – М.: Химия, 1974. – 271с.

8. 132. Буря А.И. Трение и изнашивание углепластиков на основе ароматических полиамидов // Трение и износ. 1989. – Т. 22, №6. – С.677–683.

9. Михайлович Я., Рубець А. Дотримання правил зберігання зернозбиральних комбайнів – гарантія збереження їх техніко-економічних показників // Пропозиція. – 2004. – №1. – С.102–103.

10. Woerobert Z. // Muanyag es gumi. – 1966. – Vol. 3, №10. – P. 296 – 303.

11. Meysenbug C.M. //Werkstoffe u. Korrosion. – 1967. –Vol. 18, №5. – P. 411–419.

12. Galvani G. // Poliplast e plasti rinforz. – 1963. – Vol. 11, №72. – P. 5–10.

13. Cabrillac C. // Offic. Plast. Caoutch. – 1975. –Vol. 22, №237. –P. 551–560.

14. Thinius K. Stabilisierung und Alterung von Plastwerkstoffen. Bd 2. Alterung der Plastwerkstoffe. – Berlin: Acad. Verl., – 1970. – 498 p.

15. Деркач Олексій Дмитрович. Обґрунтування параметрів обертових елементів робочих органів зернозбиральних комбайнів: Дис... канд. техн. наук: 05.05.11 / Тернопільський держ. технічний ун-т ім. Івана Пулюя. – Т., 2006. – 215 арк.: рис. – Бібліогр.: арк. 167–183.

16. Саморядов А.В., Архипов Г.В., Храменко Н.Е. и др. Влияние влаги на старение стеклонаполненного полиамида 6 // VIII конференция по старению и стабилизации полимеров: Тезисы докладов. (10–13 октября 1989 г.) – Душанбе-Черноголовка, 1989. – С. 132–133.

17. Павлов Н.Н. Старение пластмасс в естественных и искусственных условиях: Монография. – М.: Химия, 1982. – 220 с.

18. Буря А.И. Трение и изнашивание органопластиков на основе полиамида-6 // Трение и износ. – 1998. – Т.19, №5. – С. 671–676.

19. Буря А.И., Пелешенко Б.И. Математическая модель изменения геометрии глазка пальчикового механизма в процессе его эксплуатации // Применение полимерных материалов в деталях сельскохозяйственных машин. – Днепропетровск, 1989. – С. 49–60.

20. Тимошенко С.П. Курс теории упругости: Монография. – К.: Наукова думка, 1972. – 502 с.

2.4 Розробка та дослідження властивостей ПКМ на основі політетрафторетилену (фторопласт-4)

(Дудін В.Ю.)

ПТФЕ відомий своїми високими якостями і ефективністю для застосування як конструкційного матеріалу:

- хороші діелектричні властивості завдяки фтору в його складі;
- у матеріалі не утворюється статична електрика;
- хімічна стійкість;
- низьке водопоглинання;
- низький коефіцієнт тертя і рівень адгезії;
- біологічна інертність – фторопласт не вступає у реакцію з продуктами харчування та органічними речовинами, не впливає на їх смакові, колірні та інші властивості;
- тривалий термін служби – не менше 20 років матеріал зберігає усі свої властивості.

Поряд із великою кількістю переваг, які має політетрафторетилен (ПТФЕ), він має також ряд недоліків, до яких варто віднести такі:

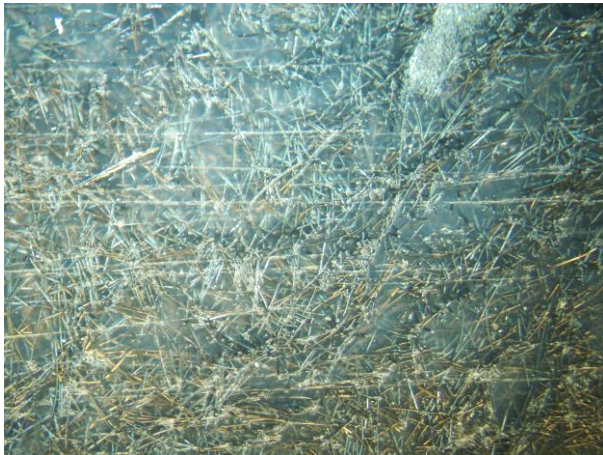
- значне зростання коефіцієнту тертя при збільшенні швидкості ковзання і в міру припрацювання поверхні зразка;
- низьку зносостійкість і недостатню твердість;
- холодотекучість.

Введення наповнювачів, зокрема, вуглецевих волокон, графіту, дозволяє в певній мірі нівелювати або зменшити ці недоліки і отримати нові композити, що характеризуються вищими фізико-механічними та теплофізичними властивостями. Змішування ПТФЕ з наповнювачами проводять або в су-

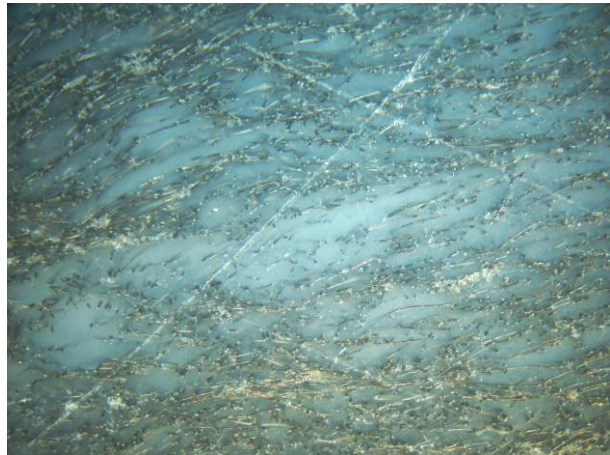
хому стані на швидкісних змішувачах, або у воді, з додаванням поверхнево-активних речовин. Обидва ці способи досить трудомісткі і крім того для одержання якісного змішування розмір часток НП не повинен перевищувати 10 мкм. Інакше армуючий ефект наповнювачів зникатиме. Приготування суміші в обертовому електромагнітному полі дозволяє одержати високу якість розподілу НП в полімерній матриці. Крім того, у процесі змішування відбувається подрібнення волокна до довжини 2...3 мм.

2.4.1 Вивчення мікроструктури композитів

Вивчення мікроструктури ВП на основі ПТФЕ (рис. 2.85) показало, що ВВ переважно орієнтується перпендикулярно до площини прикладання зусилля.



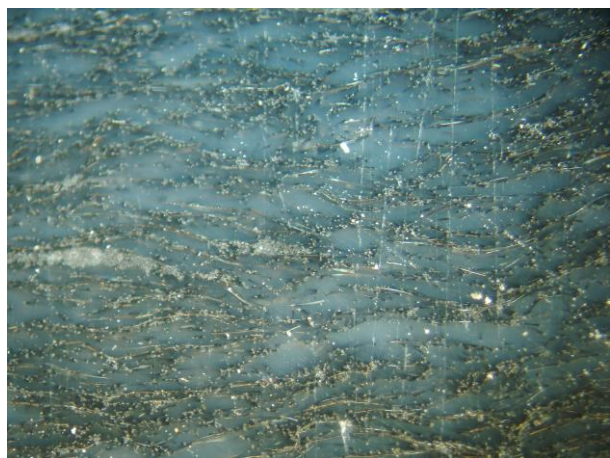
а



б



в



г

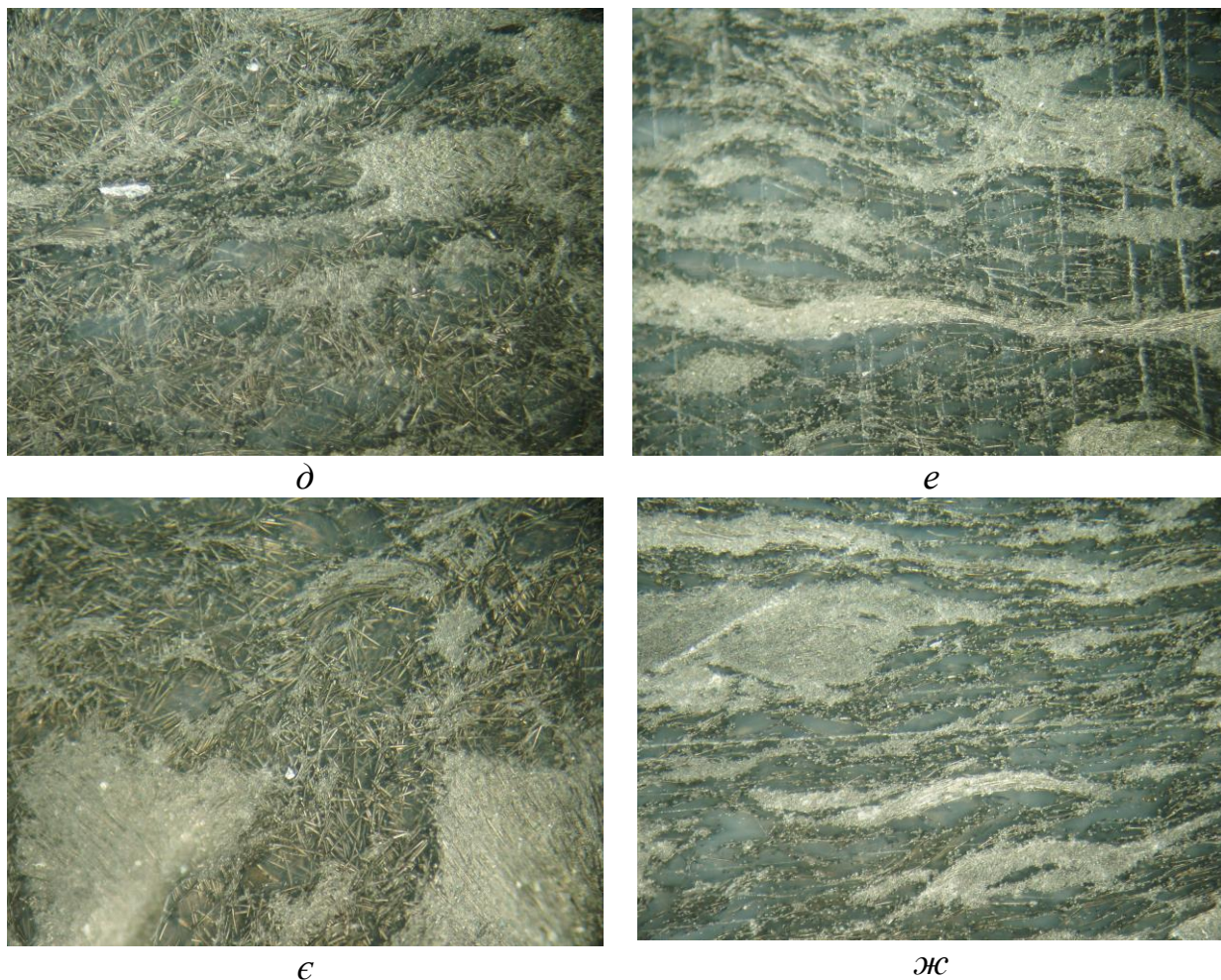
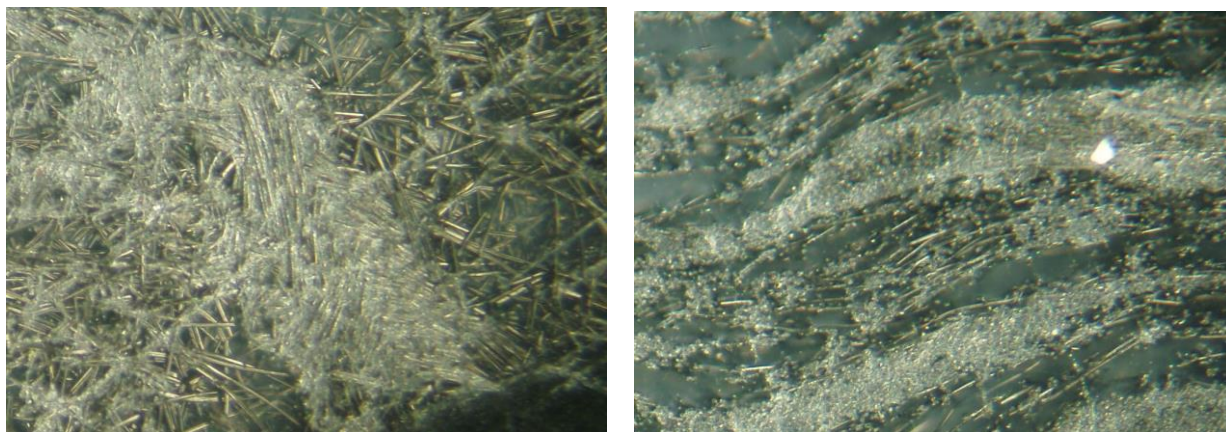


Рис. 2.85 – Мікроструктура ВП на основі ПТФЕ який містить 10, 20, 30 і 40 мас. % ВВ в у перетинах перпендикулярному (*а, в, д, є*) та паралельному (*б, г, е, ж*) напрямку пресування. Збільшення: $\times 150$

Крім того, аналіз фотографій показує, що зі збільшенням вмісту ВВ ця тенденція не змінюється. Що стосується якості розподілу наповнювача (отже якості ВП), то зі збільшенням вмісту ВВ до 30, 40 мас. % спостерігається розшарування КМ у площині паралельній напрямку пресування. При збільшенні $\times 300$ можна побачити, що тільки частина ВВ має хаотичний розподіл в матриці, а білі плями розшарування насправді є пучками ВВ (рис. 2.86).

Виникає питання: на якому етапі переробки ПТФЕ відбувається розшарування матеріалу? В зв'язку з цим проводилося вивчення мікроструктури ВП на основі ПТФЕ після холодного таблетування та спікання, як вільного так і під тиском.



a

б

Рис. 2.86 – Мікроструктура ВП на основі ПТФЕ який містить 40 мас. % ВВ перпендикулярно (а) та паралельно (б) напрямку пресування

2.4.2 Теплофізичні характеристики композитів ВП на основі ПТФЕ

Термостійкість. Основним методом визначення термостійкості композитів є диференційно-термічний аналіз.

Дані термогравіметричного аналізу фторопласта-4 та ВП на його основі наведені в табл. 2.48.

Таблиця 2.48 – Термостійкість фторопласта і вуглепластиків на його основі

Матеріал	T ₁₀	T ₂₀	T ₃₀
Фторопласт-4	889	920	924
Фторопласт-4 + 10 % ВВ	864	894	907
Фторопласт-4 + 20 % ВВ	874	899	908
Фторопласт-4 + 30 % ВВ	880	900	908
Фторопласт -4+ 40 % ВВ	878	895	914

Примітка: T₁₀, T₂₀, T₃₀ – температури 10, 20, 30% втрати маси, К

Згідно з отриманими даними встановлено, що термостійкість ВП у порівнянні з в'язучим знижується. Очевидно, у цьому випадку визначальний вплив на термостійкість матеріалу робить природа в'язучого.

Що стосується кривих «втрата маси – температура» (рис. 2.87), то їхні контури аналогічні, тобто розкладання армованого фторопласта протікає подібно чистому. На першому етапі для досліджуваних матеріалів спостерігається-

ся поступове зменшення маси (2–4%) за рахунок видалення вологи в температурному діапазоні 833–853 К, потім відбувається монотонне збільшення втрати маси матеріалів з ростом температури. Інтенсивна деструкція досліджуваних матеріалів, що супроводжується значною втратою маси, починається після 853 К. З метою вибору оптимальної кінетичної моделі для опису процесу термодеструкції фторопласта-4 і ВП на його основі була розглянута можливість застосування математичних моделей різних гетерогенних процесів.

Як відомо, труднощі, що виникають при оцінці кінетичних параметрів процесів термічного розкладання твердих речовин у заданому температурному інтервалі сполучені з більшим числом суперечливих даних, на підставі яких отримані кінетичні рівняння, що характеризують різні твердофазні перетворення.

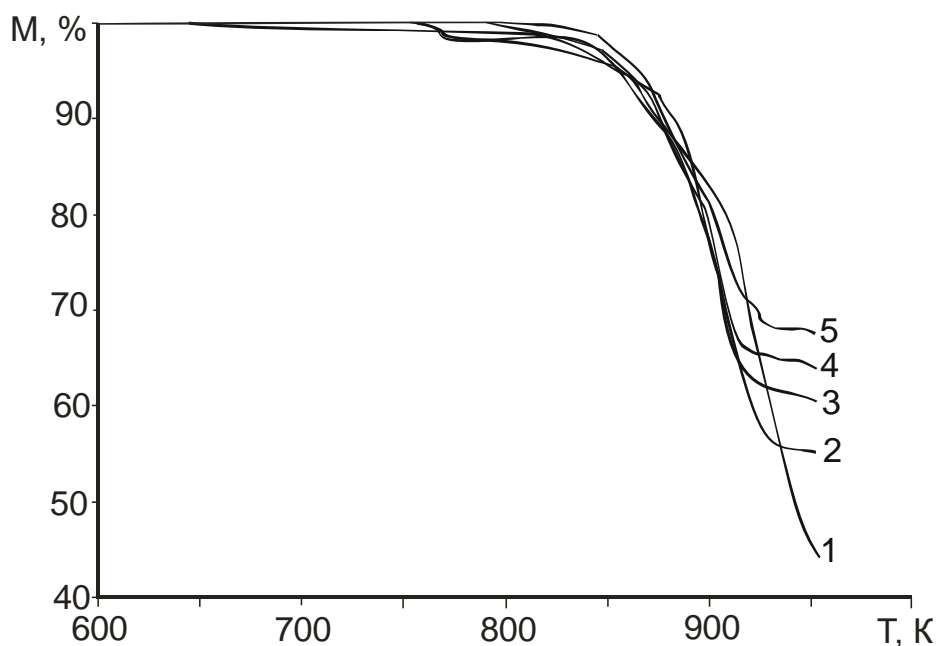


Рис. 2.87 – Криві термогравіметричного аналізу ПТФЕ (1) і вуглепластиків на його основі, армованих 10 (2); 20 (3); 30 (4) і 40 (5) мас. % ВВ

Разом з тим, оцінюючи літературні дані [58, 59] можна стверджувати про наявність сформованого стереотипу опису твердофазних процесів з вибором як критерію оцінки хіміко-технологічного процесу ступеня перетворення α , що визначається по формулі:

$$\alpha = (G_0 - G) / (G_0 - G_1) \quad (2.48)$$

де: G_0 , G , G_1 – початкова, у сучасний момент часу й кінцева маса зразка.

Тимчасову залежність ступеня перетворення можна виразити у формі диференційного рівняння:

$$d\alpha / d\tau = k f(\alpha) \quad (2.49)$$

де: τ – час; k – константа швидкості реакції; $f(\alpha)$ – алгебраїчна функція, що описує механізм процесу.

Залежність k від температури описується загальновідомим рівнянням Арреніуса:

$$K = Z e^{-E/RT} \quad (2.50)$$

де: R – універсальна газова постійна, кДж/кг · К; e – основа натурального логарифма; Z – передекспоненціальний множник; E – гадана енергія активації, кДж/моль.

З урахуванням залежності (3) рівняння (2) може бути представлене у вигляді:

$$D\alpha / d\tau = Ze^{-E/RT} f(\alpha) \quad (2.51)$$

Математично, для кінетичного аналізу неізотермічної кривої, отриманої при лінійному нагріванні, існують два методи: інтегральний і диференціальний. У даній роботі застосовували метод Коатса-Редферна [100] з використанням інтегральних кінетичних рівнянь, що допускає розгляд неізотермічної реакції в нескінченно малому інтервалі часу як ізотермічної. Після інтегрування й логарифмування залежність (2.51) здобуває вид:

$$\lg \frac{k'(\alpha)}{T^2} = \lg \frac{ZR}{dT/d\tau \cdot E} \left(1 - \frac{2RT}{E}\right) - \left(\frac{E}{2,3RT}\right) \quad (2.52)$$

$$k'(\alpha) = \int_0^n \frac{d\varepsilon}{df(\alpha)}; \quad (2.53)$$

де: $k'(\alpha) = \frac{(1-\alpha)^{1-n} - 1}{n-1}$ при $n \neq 1$; $k'(\alpha) = -\ln(1-\alpha)$ при $n=1$

Якщо припустити, що залежність $[\lg k'(\alpha)] - [1/T]$ лінійна, то в цьому випадку її можна використати для визначення механізму гетерогенної реакції. Ця залежність, розрахована безпосередньо по експериментальних вели-

чинах α і T буде лінійної тільки для такої функції $k'(\alpha)$, що відповідає найбільш імовірному процесу, що контролює дійсну швидкість реакції.

Визначення можливого механізму процесу й розрахунок кінетичних параметрів термодеструкції фторопласту-4 і ВП на його основі здійснювали з використанням інтегральних кінетичних рівнянь різних механізмів гетерогенних процесів (табл. 2.49).

Критеріями вибору математичної моделі були коефіцієнт кореляції прямій r у координатах рівняння Арреніуса й мінімум функції S :

$$S = f \{ \alpha / (\tau), T(\tau), \Delta T(\tau), E, Z \}, \quad (2.54)$$

$$S = \sqrt{\sum_{i=1}^m \frac{(\alpha_{\text{експ.}} - \alpha_{\text{рас.}})^2}{m}} \quad (2.55)$$

де: $\alpha_{\text{експ.}}$, $\alpha_{\text{рас.}}$ – експериментальні й розрахункові значення ступеня перетворення; n – кількість експериментальних даних; T – температура; E – енергія активації; Z – передекспоненціальний множник.

Таблиця 2.49 – Кінетичні рівняння різних механізмів гетерогенних процесів

Функція	Рівняння	Процес, що визначає Швидкість реакції	Математ. модель
N_1	$k\tau = \alpha$	Зародкоутворення за статичним законом, швидкість зародкоутворення визначає швидкість процесу, $n=1$	(2.56)
N_2	$k\tau = 2\alpha^{\frac{1}{2}}$	Зародкоутворення за статичним законом, швидкість зародкоутворення визначає швидкість процесу, $n=2$	(2.57)
R_2	$k\tau = 2 \left[1 - (1 - \alpha)^{\frac{1}{2}} \right]$	Реакція на межі розділу фаз, циліндрична симетрія	(2.58)
R_3	$k\tau = 3 \left[1 - (1 - \alpha)^{\frac{1}{3}} \right]$	Реакція на межі розділу фаз, сферична симетрія	(2.59)
F_1	$k\tau = -\ln(1 - \alpha)$	Випадкове зародкоутворення, одне ядро на кожному частку	(2.60)
A_2	$k\tau = 2 \left[-\ln(1 - \alpha) \right]^{\frac{1}{2}}$	Випадкове зародкоутворення, рівняння Авраамі-Єрофєєва, $n = 2$	(2.61)
A_3	$k\tau = 3 \left[-\ln(1 - \alpha) \right]^{\frac{1}{3}}$	Випадкове зародкоутворення, рівняння Авраамі-Єрофєєва, $n = 3$	(2.62)

Результати розрахунку вихідних параметрів термодеструкції фторопласта: коефіцієнта кореляції, мінімуму функції, енергії активації, передекспоненціального множника, розраховані по програмі, розробленій для ЕОМ, наведені в табл. 2.50.

Таблиця 2.50 – Розрахункові кінетичні параметри неізотермічного процесу термічного розкладання фторопласта

Математична модель процесу	R	$S \cdot 10^{-2}$	$E_{\text{акт.}}$, кДж/моль	lg Z
(2.56)	0,948	9,04	223,79	9,19
(2.57)	0,943	8,58	106,39	2,79
(2.58)	0,959	5,96	243,83	10,42
(2.59)	0,962	5,35	250,97	10,86
(2.60)	0,968	4,43	265,89	11,78
(2.61)	0,950	7,25	81,256	1,49
(2.62)	0,965	33,9	127,45	4,09
(2.63)	0,962	53,8	81,29	1,60
(2.64)	0,959	63,3	58,23	0,40

Встановлено, що найбільш високі значення коефіцієнту кореляції й мінімальне значення S відповідають кінетичному рівнянню (2.60). Таким чином, виходячи з даних табл. 2.50 встановлено, що щонайкраще процес термодеструкції фторопласта-4 описується рівнянням першого порядку. Що стосується ВП, то процес їх термодеструкції щонайкраще характеризується рівнянням, що описує процес зародкоутворення за ступеневим законом (рівняння 2.56) з кінетичними параметрами, представленими в табл. 2.51.

Таблиця 2.51 – Розрахункові кінетичні параметри неізотермічного процесу термічного розкладання вуглепластиків на основі фторопласта

Матеріал	R	$S \cdot 10^{-2}$	$E_{\text{акт.}}$, кДж/моль	lg Z
Фторопласт-4 + 10% ВВ	0,994	2,47	204,61	8,06
Фторопласт-4+ 20% ВВ	0,989	4,73	197,26	7,65
Фторопласт-4 + 30% ВВ	0,998	2,62	224,81	9,31
Фторопласт-4 + 40% ВВ	0,998	2,05	197,24	7,68

Питома теплоємність

Аналіз температурної залежності питомої теплоємності (рис. 2.88) дає підставу укласти, що спадаючі ділянки кривих в області температур до -50°C обумовлені тим, що нижче $19,6^{\circ}\text{C}$ елементарний осередок кристала фторопласта-4 складається з 13 груп CF_2 , вище $19,6^{\circ}\text{C}$ – з 15 груп CF_2 . При $19,6^{\circ}\text{C}$ триклинне упакування переходить у менш упорядковане, гексагональне, що супроводжується збільшенням обсягу кристалітів на $0,0058 \text{ см}^3/\text{г}$ (1,2 об'ємн. %), або збільшенням обсягу зразка при ступені кристалічності 68% на 0,74%. При наявності зовнішнього тиску точка переходу знижується на $0,013^{\circ}\text{C}$ на кожену атмосферу. При 30°C має місце другий перехід кристалічної структури, але зміна обсягу становить ледь 1/10 частини зміни обсягу при $19,6^{\circ}\text{C}$.

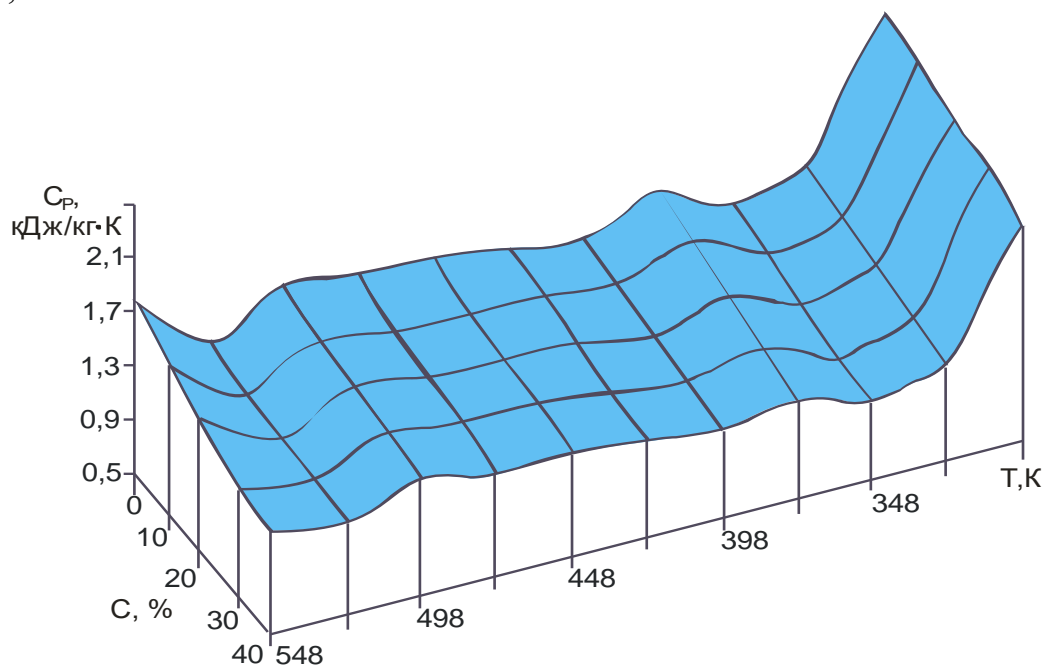


Рис. 2.88 – Вплив вмісту ВВ на питому теплоємність ВП на основі ПТФЕ

Горби на кривих в інтервалах температур від 90 до 130°C і від 225 до 275°C можна ідентифікувати відповідно з переходом аморфного твердого ПТФЕ в переохолоджену рідину, початком плавлення кристалітів і переходу полімеру в аморфний стан.

У цілому встановлено, що з ростом вмісту ВВ від 10 до 40 мас. % у дослідженому температурному інтервалі (298 – 523 K) теплоємність знижується на 16 – 39% у порівнянні з в'язучим.

Збільшення коефіцієнту теплопровідності в порівнянні з вихідним полімером відбувається лише у ВП, армованого 40 мас. % ВВ – в 1,1 рази (табл. 2.52).

Таблиця 2.52 – Вплив вмісту ВП на коефіцієнт теплопровідності вуглепластиків на основі ПТФЕ

Вміст ВВ, мас. %				
–	10	20	30	40
0,164	0,138	0,141	0,152	0,182

2.4.3 Фізико-механічні характеристики

Встановлено, що введення термостійкого ВВ у ПТФЕ дозволяє підвищити теплостійкість по Віка: при збільшенні вмісту волокна Урал у полімерному в'язучому цей теплофізичний показник зростає на 60–140°C. Максимальне підвищення теплостійкості відбувається при армуванні фторопласту до 20 мас. % ВВ, після чого вона змінюється в незначному ступені (рис. 2.89).

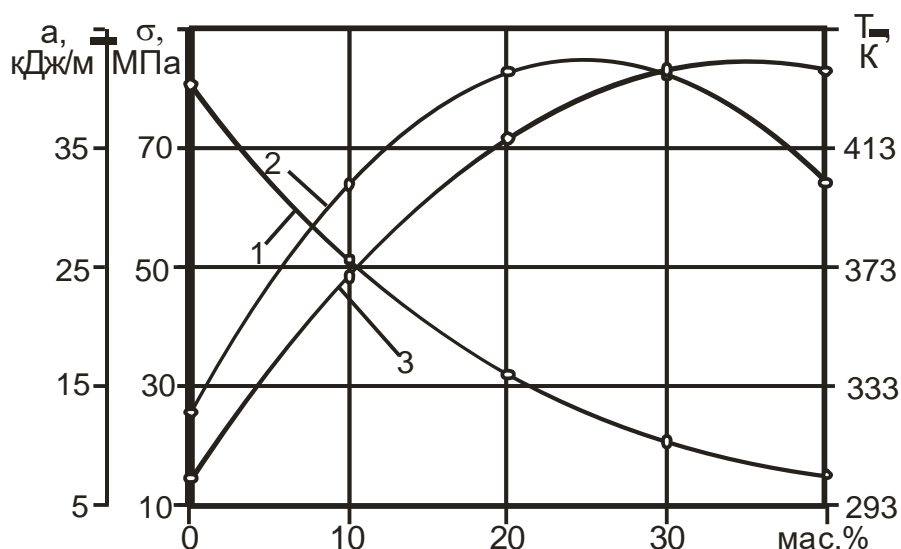


Рис. 2.89 – Вплив вмісту ВВ на ударну в'язкість (1), межу міцності при стиску (2) і теплостійкість по Віка (3) вуглепластиків на основі ПТФЕ

Випробування на стиск – один з найбільше широко використовуваних експериментальних методів для визначення механічних властивостей матеріалів. При досить ретельній реєстрації результатів, отриманих у процесі випробувань, можна витягти важливу інформацію про пружні властивості ма-

теріалу, характері й величині пластичної деформації, границях текучості й міцності при стиску [60].

Вивчення впливу змісту УВ на міцнісні характеристики ВП на основі ПТФЄ (рис. 2.90) свідчать про те, що оптимальний вміст ВВ у в'язучому – 20 мас. %. Зокрема, для ВП із зазначеним вмістом НП межа міцності при стиску майже в 4 рази вище, ніж у вихідного полімеру (87 МПа).

Звертає на себе увага той факт, що характер зміни кривих σ - ϵ для фторопласта й ВП на його основі різний (рис. 2.90).

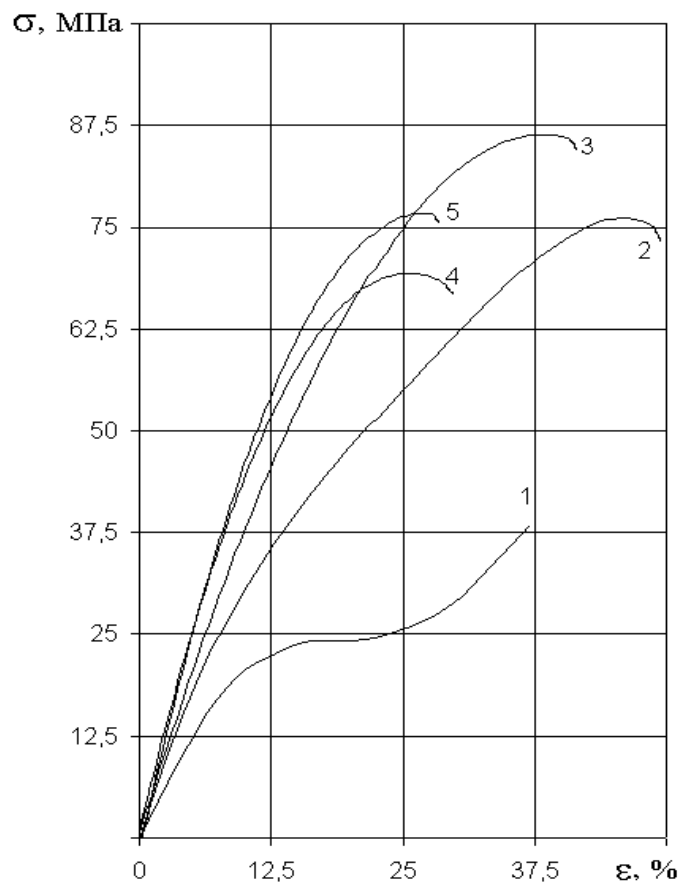


Рис. 2.90 – Вплив вмісту ВВ на межу міцності й відносне подовження при стиску ПТФЄ (1) і ВП на його основі, що містять 10 (2); 20 (3); 30 (4) і 40 (5) мас. % ВВ

Так, на кривій в'язучого (1), що, відповідно до класифікації Херцберга [61], належить до кривих I типу є прямолінійна ділянка до напруження, що відповідає межі пропорційності; ділянка, де спостерігається деяке відхилення від закону Гука, пов'язане із проявом сегментальної рухливості макромоле-

кул, границя текучості, після якої розвивається пластична деформація; стадія деформаційного зміцнення й руйнування. Криві ВП (2–5), відповідно до зазначеної класифікації, належать до II типу: крім прямолінійної ділянки, що описує пружну деформацію при малих її значеннях спостерігається параболічна ділянка кривої, що характеризує гомогенну пластичну деформацію.

2.4.4 Трибологічні властивості

Дані триботехнічних досліджень по впливі вмісту ВВ на тертя та знос ВП на основі фторопласта-4 наведені в табл. 2.53.

Таблиця 2.53 – Вплив вмісту ВВ на триботехнічні характеристики ВП

Показник	<i>Вміст волокна, мас. %</i>				
	0	10	20	30	40
Коефіцієнт тертя	0,09-0,1	0,16	0,19	0,20	0,21
Зношування, мкм	343,01	1,24	1,21	1,08	0,85
Температура в зоні контакту, К	45	53	68	72	78
Відносна зносостійкість при абразивному терті K_n	-	0,045	0,052	0,05	0,047

*Шорсткість R_a – 0,08

Аналізуючи отримані результати можна відзначити, що введення в ПТФЕ 10 мас. % УВ підвищує його зносостійкість більш ніж в 300 разів при незначному збільшенні коефіцієнту тертя. Зі збільшенням процентного вмісту волокна зносостійкість поліпшується, а коефіцієнт тертя незначно збільшується.

За результатами фізико-механічних і триботехнічних випробувань як оптимальний був обраний вміст ВВ в ВП – 20 мас. % ВВ. Згідно [62] низьке значення коефіцієнту тертя ПТФЕ зберігається до швидкості до 0,66 м/с. Виходячи із цього, було ухвалене рішення порівняльні випробування даного матеріалу та фторопласта-4, з метою визначення впливу навантаження на коефіцієнт тертя, зношування й температуру в зоні контакту, провести при швидкості ковзання 0,8 м/с, тобто трохи перевищуючої обговорену вище. Випро-

бування проводилися на машині тертя СМЦ-1 в умовах сухого тертя за схемою сталевий диск (шорсткість Ra 0,16) – пальчик. Випробування фторопласта-4 обмежилися навантаженням 1 МПа, тому що незважаючи на низький коефіцієнт тертя (0,13) знос даного матеріалу був катастрофічним вже після 1000 м пробігу.

Що стосується випробувань композита ПТФЕ + 20 мас. % ВВ, які проводилися по тій же схемі, з поступовим збільшенням навантаження від 1 до 5 МПа, те, зносостійкість при мінімальному навантаженні збільшилась більш ніж в 250 разів ($I=1,27$ мкм) (рис. 2.91), при незначному підвищенні коефіцієнту тертя. З підвищенням тиску до 3 МПа коефіцієнт тертя УП зменшився на 23%, а зношування збільшилося до 3,17 мкм, тобто в 2,5 рази. При навантаженні 5 МПа коефіцієнт тертя зменшився більш ніж в 2 рази, у порівнянні з початковим і склав 0,11, зношування збільшився до 6,7 мкм, що в 50 разів менше в порівнянні із чистим ПТФЕ. Температура в зоні контакту змінювалася симбатно зносу від 68°C при мінімальному навантаженні, до 138°C при максимальному.

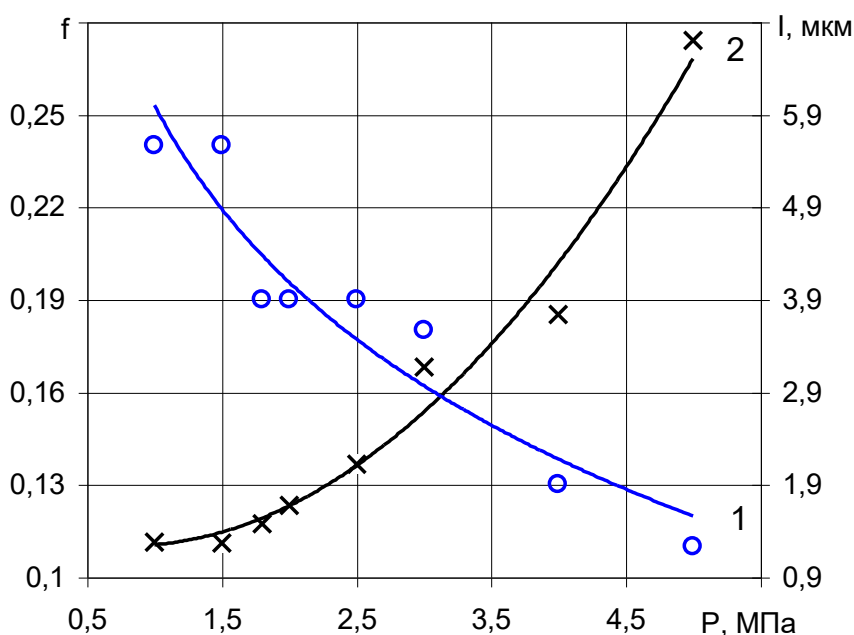


Рис. 2.91 – Вплив питомого навантаження на коефіцієнт тертя (1) та інтенсивність зносу (2) ВП, армованого 20 мас. % ВВ. Шлях тертя – 1000 м

Дослідження впливу швидкості ковзання на трибологічні характеристики матеріалу з оптимальним вмістом ВВ проводилися при постійному тиску 2 МПа.

Як показали результати випробувань (рис. 2.92) зі збільшенням швидкості з 0,8 до 1,3 м/с інтенсивність зношування стрімко падає – з 1,9 до 1,26 мкм, надалі, аж до 2,6 м/с, стабілізуючись у межах 1,23–1,25 мкм.

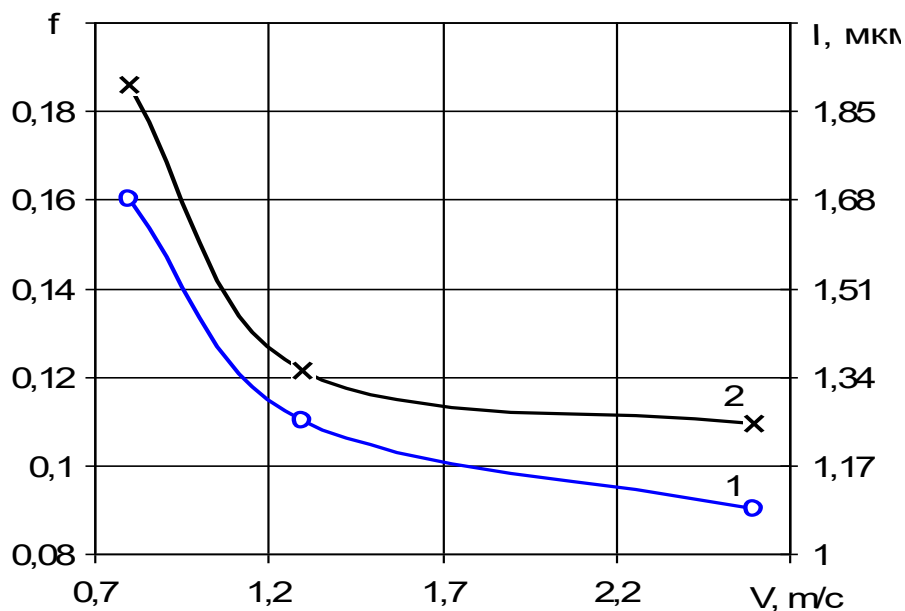


Рис. 2.92 – Вплив швидкості на коефіцієнт тертя (1) і інтенсивність зносу (2) ВП, армованого 20 мас. % УВ. Шлях тертя – 1000 м

Характер зміни коефіцієнта тертя аналогічний зношуванню, але на ділянці швидкостей з 1,3 до 2,6 м/с він продовжує знижуватися, досягаючи мінімального значення 0,09 при максимальній швидкості.

На наступному етапі досліджень вивчався вплив природи змащення й режимів випробувань на триботехнічні характеристики ВП. Як змащуюче середовище використовувалося масло марки МС-20 (ДЕСТ 21743-76) і вода питна (ДЕСТ 2874-82). У випадку змащення маслом (рис. 2.93,а) в інтервалі тисків 1–8 МПа спостерігається картина протилежна сухому тертю (зі збільшенням швидкості ковзання коефіцієнт тертя збільшується). В інтервалі від 10 і до 14 МПа зміна швидкості ковзання не впливає на коефіцієнт тертя.

Необхідно відзначити, що при швидкостях ковзання 0,8 і 1,3 м/с коефіцієнт тертя росте з підвищенням тиску, у той час як при 2,6 м/с він залишається практично незмінним у всьому діапазоні тисків і становить 0,051–0,053.

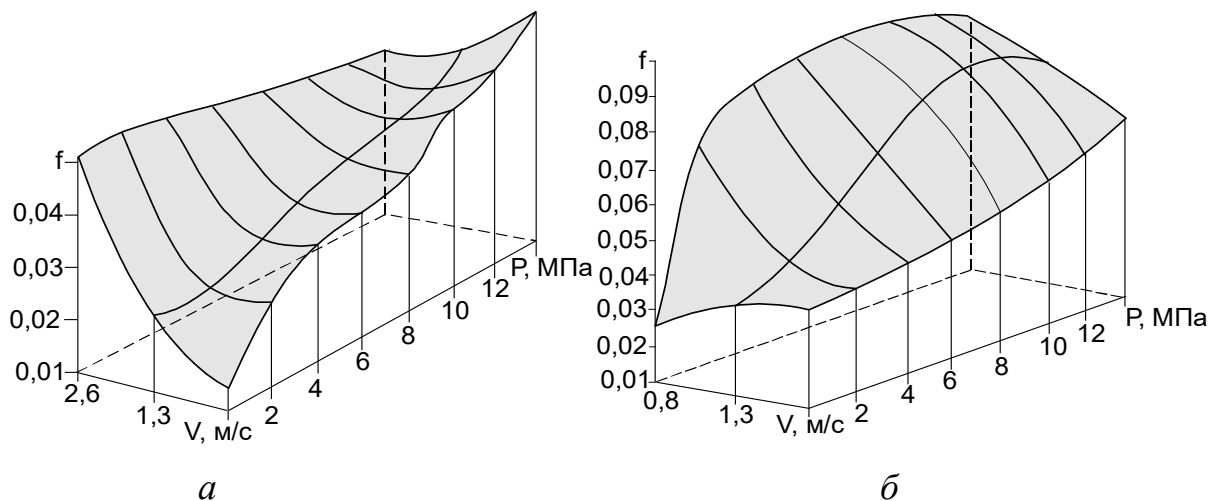


Рис. 2.93 – Вплив режимів експлуатації на коефіцієнт тертя ВП на основі ПТФЕ, що містить 20 мас. % ВВ при змащенні маслом (*a*) і водою (*б*)

Необхідно відзначити, що при швидкостях ковзання 0,8 і 1,3 м/с коефіцієнт тертя росте з підвищенням тиску, у той час як при 2,6 м/с він залишається практично незмінним у всьому діапазоні тисків і становить 0,051–0,053.

При змащенні водою (рис. 2.93,*б*) характер кривих трохи інший, хоча проглядається загальна закономірність (зі збільшенням тиску коефіцієнт тертя збільшується до певного навантаження після якої стабілізується, причому стабілізація коефіцієнта тертя при зниженні швидкості ковзання спостерігається при менших тисках, що по видимому обумовлене кращими умовами утворення на контргілі плівки переносу. У той же час вплив зміни швидкості аналогічно процесу сухого тертя з її збільшенням коефіцієнт тертя падає. Так при максимальній швидкості ковзання він підвищується монотонно з 0,037 при тиску 1 МПа до 0,082 при 14 МПа, тобто зростає більш ніж в 2 рази. При 1,3 м/с коефіцієнт тертя різко підвищується на ділянці з 1 до 8 МПа (до 0,074), стабілізується в інтервалі тисків з 8 до 12 МПа, після чого незначно падає. При швидкості 0,8 м/с коефіцієнт тертя різко росте до 4 МПа, досягаючи значення 0,085. Ділянка стабілізації доводиться на діапазон тисків 4–12 МПа. Тут коефіцієнт тертя росте незначно (з 0,085 до 0,089) при 12 МПа, після чого дещо падає – 0,082.

Що стосується вагового зносу зразків, то тут спостерігається протікання двох конкуруючих процесів: набрякання, що приводить до збільшення ваги зразків (на 0,007–0,067% при змащенні водою й на 0,002–0,05% при змащенні мастилом) і властиво зношування (табл. 2.54).

Таблиця 2.54 – Вплив режимів експлуатації на вагове зношування
ВП при змащенні мастилом і водою

Навантаження, МПа	Швидкість, м/с					
	Мастило			Вода		
	0,8	1,3	2,6	0,8	1,3	2,6
1,0	+0,013	+0,045	+0,048	+0,025	+0,058	+0,067
2,0	+0,005	+0,046	+0,050	+0,02	+0,011	-0,011
4,0	+0,002	+0,039	+0,047	+0,03	+0,019	-0,012
6,0	0	+0,016	+0,06	+0,014	+0,019	-0,012
8,0	+0,012	+0,022	-0,025	+0,09	-0,004	+0,051
10,0	+0,024	+0,022	-	-0,012	-0,012	-0,044
12,0	-0,002	0	-	-0,017	-0,028	+0,018
14,0	-0,002	0	-	-0,02	-0,088	+0,007

Примітка: У таблиці наведені дані зміни маси зразків в %

Періодичні зважування зразків показують, що зменшення маси зразка, а як наслідок, зношування починає проявлятися при 10 МПа для водного середовища при швидкостях 0,8 і 1,3 м/с і при 2 МПа при 2,6 м/с. При змащенні мастилом маса зразків починає зменшуватися після 12 МПа.

Висновки по розділу

1. У результаті комплексного дослідження теплофізичних, фізико-механічних і трибологічних властивостей розроблених ВП на основі ПТФЕ встановлено, що в порівнянні з вихідним полімером питома теплоємність і знос композитів, армованих 10–40 мас. % ВВ знижується на 16–39% і в 277–404 рази відповідно; теплостійкість по Віка та межа міцності при стиску зростають на 60–140°C и в 1,7–3,5 разів відповідно.

2. Оптимальний комплекс властивостей має ВП, армований 20 мас. % ВВ.

3. Розроблений матеріал доцільно експлуатувати при значеннях критерію працездатності PV (добуток питомого навантаження на швидкість ковзання): у режимі сухого тертя – до 4 МПа·м/с; при терті зі змащенням – до 36,4 МПа·м/с.

4. При експлуатації матеріалу при змащенні маслом і водою коефіцієнт тертя знижується в 2–2,5 рази й 4–7 разів відповідно, у порівнянні з сухим тертям.

РОЗДІЛ 3

ТЕРМОСТІЙКІ ПОЛІМЕРНІ КОМПОЗИТИ ТРИБОЛОГІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

(Кабат О.С.)

Створення нових термостійких матеріалів триботехнічного призначення з кращим рівнем властивостей, ніж у наявних згідно з принципами, розробленими Європейською комісією з ключових технологій (European Commision Key Enabling Technologies (KETs)) є однією із найбільш пріоритетних та актуальних завдання сьогодення [1].

У сучасних машинах і механізмах у якості термостійких матеріалів триботехнічного призначення використовуються метали та їх сплави, кераміка, полімери та полімерні композиційні матеріали (ПКМ), деревина, скло тощо. Найбільш перспективними з них є саме полімери та ПКМ [2–4], що підтверджується збільшенням об'єму їх споживання всіма галузями промисловості, який останнім часом значно перевищує інші матеріали.

Полімери та ПКМ на їх основі завдяки своїм унікальним властивостям (невисока собівартість виготовлення виробів з них, високий рівень хімічної стійкості, невелика вага, можливість роботи у вузлах тертя без змащування тощо [5–7]) використовуються практично в усіх сферах життєдіяльності людини для виготовлення широкої номенклатури виробів, починаючи з посуду та закінчуючи елементами ракет [8–11].

Полімери та ПКМ на їх основі, що випускаються у промислових масштабах, вже не можуть повною мірою забезпечити нормальну роботу сучасних машин унаслідок недостатнього рівня термічної стабільності, міцності і трибологічних властивостей. Їхні лабораторні аналоги, рівень властивостей яких відповідає вимогам, що висуваються до деталей сучасних машин, мають досить високу собівартість за рахунок дефіцитності вихідних компонентів та складної технології переробки у вироби.

Тому актуальною науково-прикладною проблемою є розробка нових підходів до створення матеріалів на основі полімерів з високим рівнем теплофізичних, фізико-механічних та трибологічних властивостей і невисокою собівартістю за рахунок використання недефіцитних вихідних компонентів та спрощення технології переробки у вироби.

Спираючись на аналіз наукових публікацій, можна зробити висновок, що найбільш оптимальними сучасними полімерними матрицями, які випускаються у промислових масштабах, з високим рівнем термічної стійкості для отримання полімерних композиційних матеріалів конструкційного та трибологічного призначення є ароматичні поліаміди, які за фізико-механічними властивостями наближаються до низьковуглецевих сталей, але у 3–5 разів менші за густиною, що значно зменшує матеріалоемність вузлів машин і механізмів. Ці матеріали мають відносно невисокі значення коефіцієнта тертя по сталі та можуть працювати у вузлах тертя без змащування. Найкращий рівень фізико-механічних, теплофізичних та трибологічних властивостей з ароматичних поліамідів, що випускаються промисловістю, мають полімер марки фенілон С-1. Тому для подальших досліджень було вибрано саме його.

З точки зору трибологічних властивостей оптимальними полімерними матрицями з високим рівнем термічної стійкості є фторполімери, які мають найменші значення коефіцієнта тертя та зношування при фрикційній взаємодії зі сталлю порівняно з іншими матеріалами. Деталі з них можуть надійно та довго працювати у вузлах тертя без змащування при досить високому рівні навантажень, швидкостей ковзання і температур. Найкращий рівень термічної стійкості та трибологічних властивостей з фторполімерів, що випускаються промисловістю, має полімер марки фторопласт-4. Тому для подальших досліджень було вибрано саме такий матеріал.

Недоліком ароматичних поліамідів та фторполімерів є їх досить висока собівартість. Тому найбільш оптимальним полімером з високим рівнем термічної стійкості з точки зору собівартості є феноло-формальдегідні смоли, що серед розглянутих полімерів мають найменшу собівартість і досить високий рівень фізико-механічних та теплофізичних властивостей. Однак використання таких полімерів обмежене їх невисокою екологічністю, обумовленою дією вільного фенолу та формальдегіду на довкілля та організм людини як при переробці їх у виробі, так і при використанні виробів з них. Тому з метою зменшення цього недоліку нами обрано полімери на основі дифенілолсульфон-формальдегідних олігомерів, які за рівнем

властивостей практично не відрізняються від звичайних фенольних смол, але практично не містять вільного фенолу і поряд з високим рівнем властивостей є екологічно безпечнішими порівняно із традиційними феноло-формальдегідними олігомерами.

3.1 Характеристики вихідних матеріалів

В якості полімерних матриць для перспективних термостійких ПКМ трибологічного призначення вибрано наступні полімери: ароматичний поліамід, фторполімер та фенольна смола.

Ароматичний поліамід марки фенілон С-1 виробництва Володимирського науково-дослідного інституту синтетичних смол (Володимир). Цей полімер отримується за реакцією поліконденсації при взаємодії діамінів (75 % μ -фенілендіаміну і 25 % n -фенілендіаміну) з дихлорангідридомізофталевої кислоти [12]. Загальна структурна формула полімеру зображена на рис. 3.1.

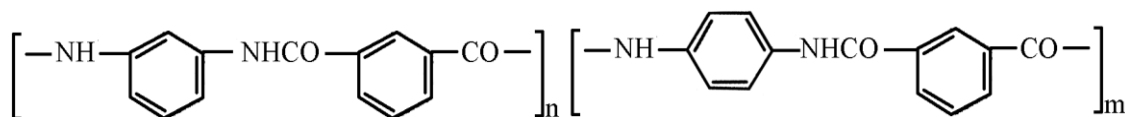


Рис. 3.1 – Структурна формула ароматичного поліаміду марки фенілон С-1

Фенілон С-1 у вихідному вигляді являє собою прес-матеріал рожево-білого кольору з насипною щільністю 0,2–0,4 г/см³, який відповідає вимогам ТУ 6-05-221-101-71. Відповідно до проведених мікроскопічних досліджень та побудові за їх результатами гістограми розподілення за розмірами частинок фенілону С-1 (рис. 3.2) встановлено, що найбільша кількість частинок полімеру (59 %) припадає на інтервал розмірів від 20 до 40 мкм. Тобто можна стверджувати, що основним розміром частинок прес-порошку фенілону С-1 є 20–40 мкм.

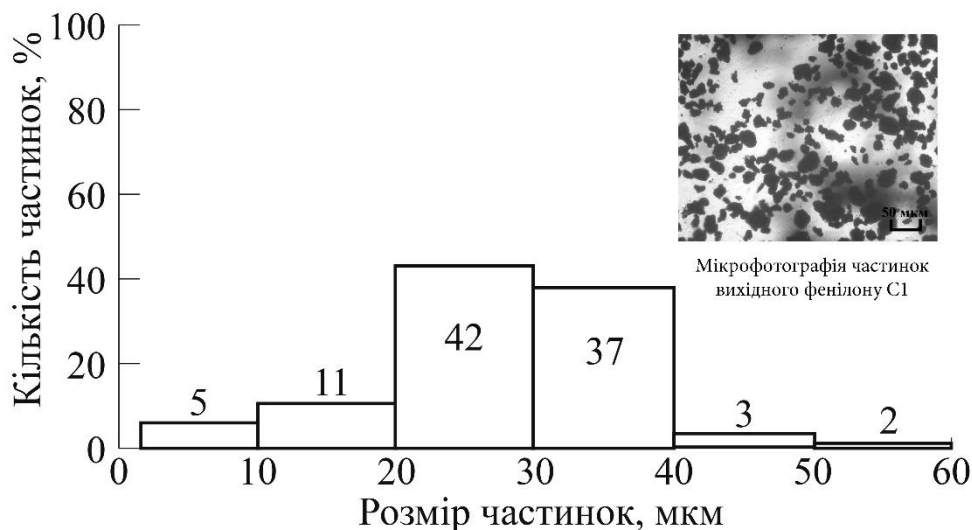


Рис. 3.2 – Гістограма розподілу за розмірами частинок фенілону С-1

Фторполімер марки фторопласт-4 виробництва ТОВ «ГалоПолімер-Кірово-Чепецьк» (Кірово-Чепецьк). Цей полімер є продуктом полімеризації тетрафторетилену [13]. Загальна структурна формула полімеру зображена на рис. 3.3.

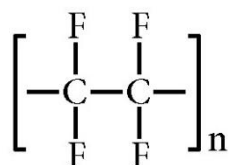


Рис. 3.3 – Структурна формула фторполімеру марки фторопласт-4

Фторопласт-4 у вихідному вигляді являє собою прес-матеріал білоголубого кольору з насипною щільністю 0,35–0,50 г/см³, який відповідає вимогам ГОСТ 1000780.

Відповідно до проведених мікроскопічних досліджень та побудові за їх результатами гістограми розподілення за розмірами частинок фторопласту-4 (рис. 3.4) встановлено, що найбільша кількість частинок полімеру (85 %) припадає на інтервал розмірів від 30 до 60 мкм. Тобто можна стверджувати, що основним розміром частинок прес-порошку фторопласту-4 є 30–60 мкм.

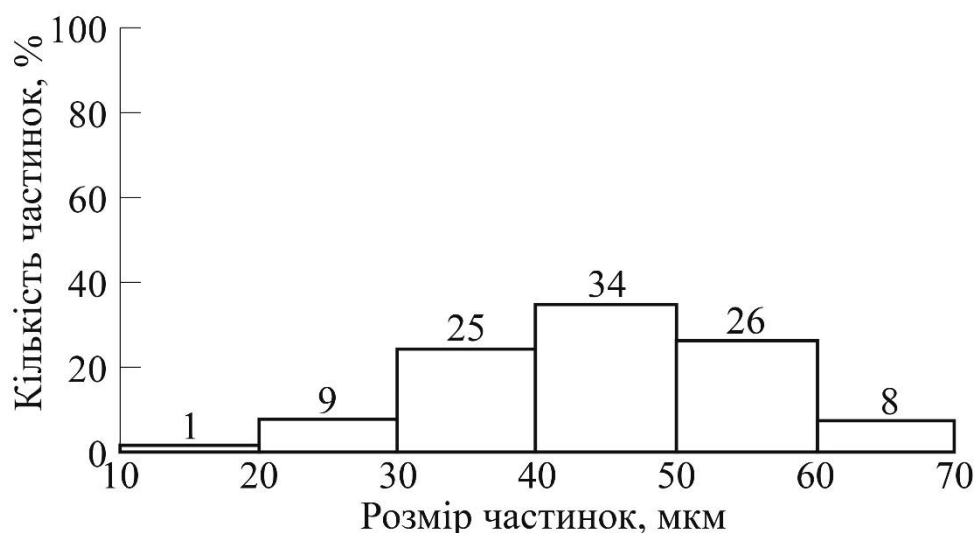


Рис. 3.4 – Гістограма розподілу частинок фторопласту-4 за розмірами

Фенольна смола – дифенілолсульфон-формальдегідний олігомер (ДФСФО), який синтезовано на кафедрі технології природних і синтетичних полімерів, жирів та харчової продукції ДВНЗ «Український державний хіміко-технологічний університет» (Дніпро) [14]. Структурну формулу ДФСФО зображено на рис. 3.5.

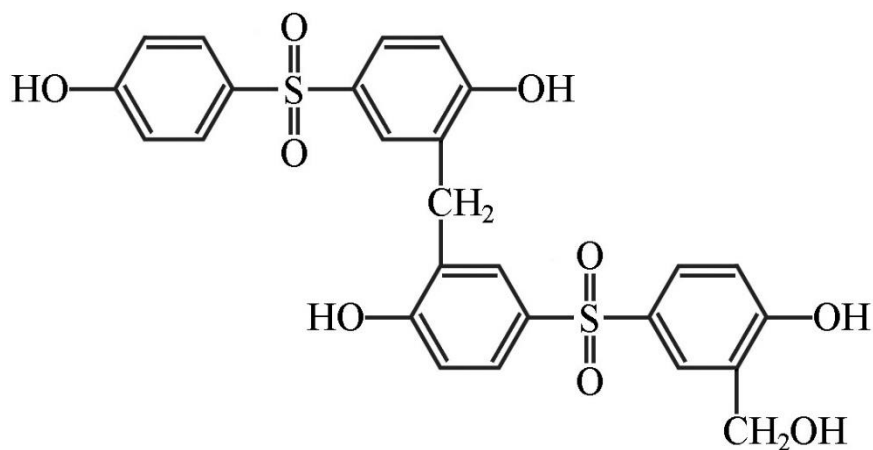


Рис. 3.5 – Структурна формула ДФСФО

ДФСФО у вихідному вигляді являє собою водневий розчин, призначений для просочення переважно волокнистих та дисперсних наповнювачів та подальшого отримання на їх основі полімерних композиційних матеріалів.

З метою створення термостійких матеріалів згідно з ресурсозбережною технологією, розробленою в роботі з цього матеріалу, отримано прес-порошок за допомогою операції сушіння та подрібнення отриманого продук-

ту. Для запобігання передчасного зшивання олігомерів сушіння відбувалося при температурі 30°C до досягнення постійної ваги. Отриманий продукт подрібнювався на механічному лопатовому подрібнювачі до отримання дрібнодисперсного прес-порошку.

Відповідно до проведених мікроскопічних досліджень та побудові за їх результатами гістограми, розподілу за розмірами частинок прес-матеріалу на основі ДФСФО (рис. 3.6) встановлено, що найбільша кількість частинок полімеру (72 %) припадає на інтервал розмірів від 20 до 50 мкм. Тобто можна стверджувати, що основним розміром частинок прес-порошку на основі ДФСФО є 20–50 мкм.

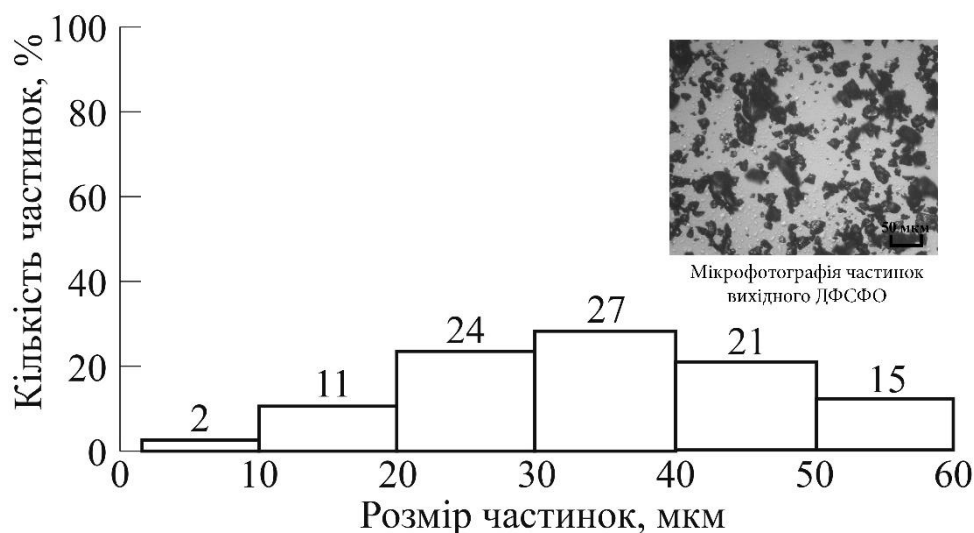


Рис. 3.6 – Гістограма розподілу частинок ДФСФО за розмірами

В якості наповнювача використано аморфний діоксид кремнію марки силікагель з високим ступенем хімічної чистоти, отриманий у лабораторії полімерних матеріалів та нанокмполімерів кафедри інноваційної інженерії ДВНЗ «Український державний хіміко-технологічний університет» (Дніпро). Структурну формулу силікагелю представлено на рис. 3.7.

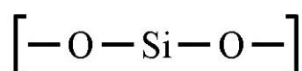


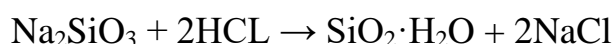
Рис 3.7 – Структурна формула силікагелю

Вибір продуктів та режимів синтезу силікагелю проведено відповідно до попередніх досліджень [15,16] з метою отримання наповнювача з максимально розвиненою питомою поверхнею.

Основним інгредієнтом для отримання діоксиду кремнію марки «силікагель» з високим ступенем хімічної чистоти є натрій силікат розчинний, який, відповідно до ГОСТ Р 50418-92, має до 1 % домішок. Також використано дистильовану воду та водний розчин соляної кислоти (ч.д.а., ГОСТ 3118-77).

Технологія отримання діоксиду кремнію марки «силікагель» з високим ступенем хімічної чистоти була наступною:

- отримання водного розчину натрій силікату;
- створення аквагелю (гель, пори якого заповнені рідиною) за рахунок підкислення водяного розчину натрій силікату водним розчином соляної кислоти до переходу отриманої системи у гелеподібний стан, за реакцією:



- створення ксерогелю (гель, з якого видалено рідку фазу так, що структура стає стиснутою за рахунок сил поверхневого натягання, які діють при видаленні з пор рідини) за рахунок висушування, подрібнення та промивання отриманого аквагелю.

Концентрований водний розчин натрій силікату отримано при розведенні дистильованою водою при температурі 50–55°C. Створений розчин має до 20 % ваг. Na_2SiO_3 (у перерахунку на твердий продукт).

Підкислення розчину натрій силікату відбувалося 10 %-ним водним розчином соляної кислоти, який подається в реактор крапельним способом при постійному перемішуванні реакційного об'єму. При досягненні рН отриманого розчину 6,5–7,5 реакційний об'єм набуває гелеподібного стану. Слід відзначити, що створення силікагелю при даному значенні рН дозволяє отримати матеріал з найбільшою питомою поверхнею (до 500–600 м²/г) [15,17].

Висушування аквагелю відбувалося у вакуумній шафі при температурі 40–60°C. Сушіння тривало до повного переходу гелю у твердоподібний стан і

набуття постійної маси. Отриманий ксерогель подрібнено на дезінтеграторі до мінімально можливих розмірів частинок наповнювача. Подрібнену систему промито у дистильованій воді температурою 70°C упродовж 10 хв Це дозволило вимити із ксерогелю побічні продукти реакції (сіль NaCl та залишки кислоти).

Для підтвердження видалення побічних продуктів реакції з ксерогелю було проведено його рентгенографічні дослідження до та після промивання у дистильованій воді (рис. 3.8).

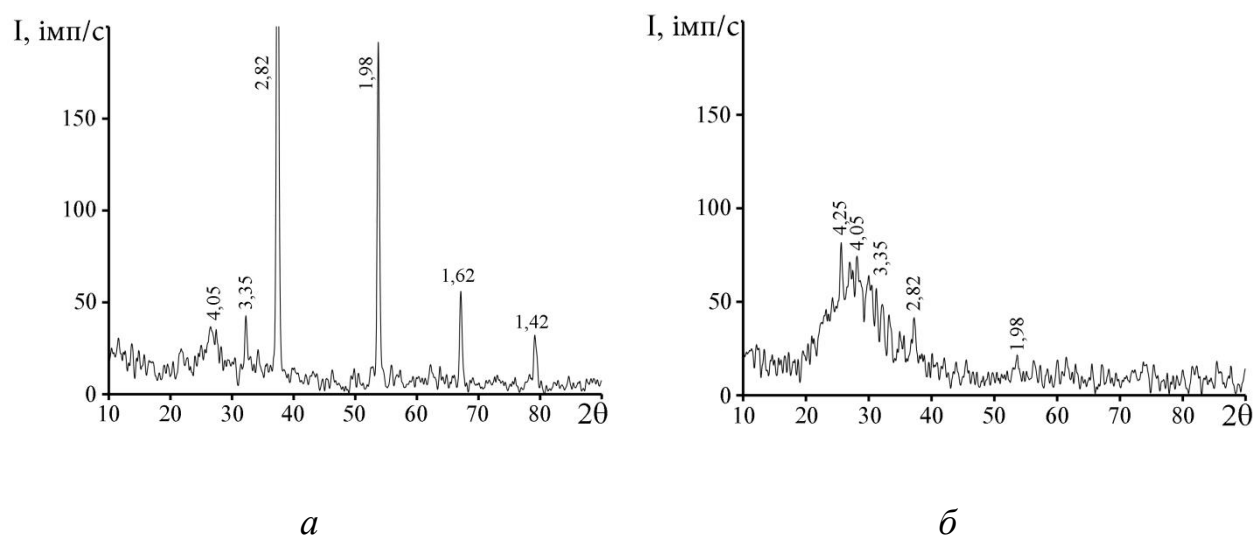


Рис. 3.8 – Рентгенограми отриманого ксерогелю до (а) та після промивання в дистильованій воді (б)

Отримані рентгенограми мають суттєві відмінності. Так, відповідно до рентгенограми (рис. 3.8,а), ксерогель до промивання в дистильованій воді має виражену структуру матеріалу з високим ступенем кристалічності яка характеризується яскраво вираженими піками області кутів Вульфа-Брегга (2θ) 26–27,31–32, 37–38, 53–54, 67–68 та 78–79.

Всі ці піки відповідають визначеним міжплощинним відстаням у кристалах та кристалоподібних структурах окремих речовин. Згідно з довідниковою літературою [18,19], відповідно до їх інтенсивності та значеннями встановлюємо, що яскраво виражені піки з міжплощинними відстанями 2,82, 1,98, 1,62 та 1,42 відповідають солі NaCl, яка є основним побічним продуктом при отриманні силікагелю [15]. Піки з міжплощинним відстаням 4,05, 3,35 характерні для діоксиду кремнію.

Рентгенограма ксерогелю, отриманого після промивання у дистильованій воді (рис. 3.8,б), характерна для матеріалу з невисоким ступенем кристалічності з яскраво вираженими аморфним гало в області кутів Вульфа-Брегга (2Θ) 20–35 та з вираженими піками в області кутів Вульфа-Брегга (2Θ) 25–30, 31–32, 37–38, 53–54. Відповідно до їх інтенсивності і значень міжплщинних відстаней, всі ці піки відповідають діоксиду кремнію різних модифікацій (α -кварц, α -кristобаліт та α -тридиміт). Причому слід відзначити, що яскраво виражених інтенсивних піків з міжплщинними відстанями, характерними для солі NaCl, вже не спостерігається, що свідчить про видалення цього компонента з ксерогелю, отриманого після подрібнення.

Для визначення основного розміру синтезованого силікагелю використано гістограму розподілу частинок за розмірами, отриману за допомогою мікрофотографій (рис. 3.9).

Оскільки частинки силікагелю мають сферичну форму, то за їх основний розрахунковий розмір узято діаметр.

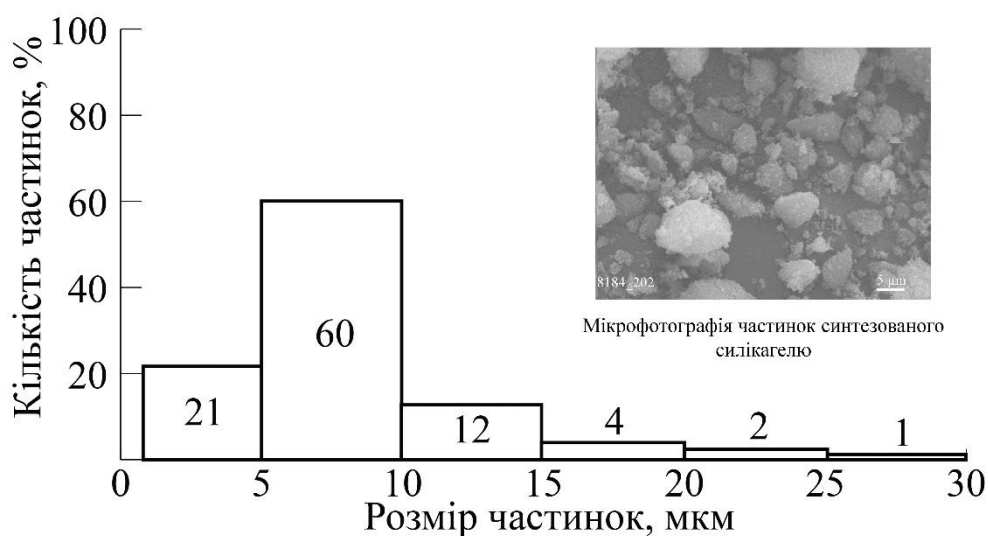


Рис. 3.9 – Гістограма розподілу частинок синтезованого силікагелю за розмірами

З отриманих гістограми визначено, що найбільша кількість частинок (60 %) припадає на інтервал розмірів від 5 до 10 мкм. Тобто основний розмір частинок силікагелю лежить в інтервалі 5–10 мкм.

Мікроскопічні дослідження поверхні силікагелю засвідчили, що отриманий наповнювач має досить добре розвинену поверхню (рис. 3.10), яка сприяє фізичній адсорбції полімеру при їх переробці у виробі.

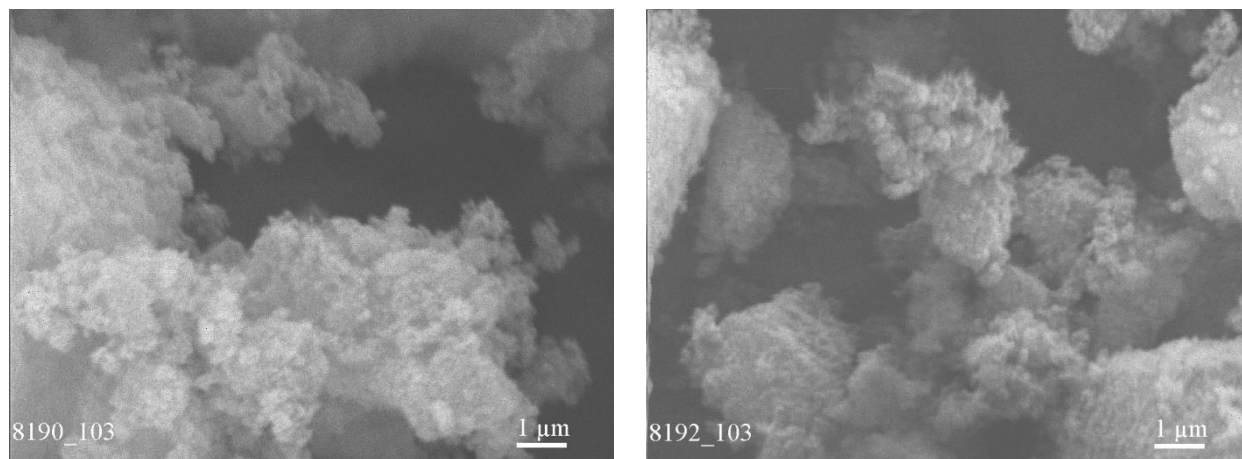


Рис. 3.10 – Мікрофотографії поверхонь частинок силікагелю

Отриманий діоксид кремнію марки «силікагель» вирізняється високим ступенем хімічної чистоти, його частинки невеликі за розміром і мають добре розвинену поверхню, що дозволяє використовувати цей матеріал в якості наповнювача для полімерних матриць.

3.2 Розробка та оптимізація технологічних параметрів переробки термостійких ПКМ

Переробка полімерів та полімерних композиційних матеріалів у виробі являє собою сукупність різних процесів, за допомогою яких вихідний полімер та ПКМ на його основі перетворюється у виробі з визначеними експлуатаційними властивостями [20–22].

Є багато технологій переробки у виробі полімерних матеріалів, вибір яких визначається як конструктивними особливостями та умовами експлуатації, технологічними властивостями матеріалів, що переробляються, а також деякими економічними чинниками (обсяг, вартість тощо). У загальному випадку більшість технологій переробки полімерів та ПКМ на їх основі у виробі відбувається з формування виробів із в'язкотекучого та високоелас-

тичного стану (лиття під тиском, екструзія, пресування, каландрування, вакуумформування, пневмоформування). Також використовуються технології формування виробів із розчинів і дисперсій полімерів, поливу тощо. У низці випадків виготовлення виробів відбувається при суміщенні деяких технологій переробки [23,24].

Переробка полімерів та ПКМ на їх основі у виробі у більшості випадків складається з трьох етапів: підготовчий, основний та завершальний [23,25].

На підготовчому етапі відбуваються операції, пов'язані із отриманням напівфабрикатів, заготовок та покращенням технологічних властивостей перероблюваних матеріалів і включають у себе брикетування прес-порошків, сушіння, попереднє підігрівання тощо.

На основному етапі здійснюється операція пресування за заздалегідь визначеною методикою й охолодження готових виробів.

Завершальний етап пов'язаний із наданням готовим виробам визначеного зовнішнього вигляду. Він включає в себе операції механічної обробки, зварювання чи склеювання, нанесення декоративних покриттів тощо.

3.2.1 Підготовчий етап переробки термостійких ПКМ у виробі

3.2.1.1 Визначення оптимального часу перемішування та якості розподілення силікагелю у полімерних композиціях на основі фенілому С-1, фторопласту-4 та ДФСФО

Вибрані термостійкі полімерні матриці (ароматичний поліамід, фторопласт та фенольна смола) та наповнювач (силікагель) являють собою дисперсні порошки, які на підготовчому етапі переробки суміщаються за допомогою механічного чи фізико-хімічного методів та брикетуються для більш зручної подальшої переробки [26,27].

Операція суміщення вихідних компонентів полімерної суміші є однією з основних при отриманні виробів із ПКМ, тому що від якості суміщення вихідних компонентів композиції залежить рівень їх властивостей [28]. Відомо, що однією з основних характеристик, які визначають якість суміщення вихідних компонентів полімерних композицій, є їхня рівномірність розподілу.

Тому викликає інтерес визначення основних технологічних параметрів суміщення та впливу методів суміщення вихідних компонентів ПКМ на рівномірність їхнього розподілу.

Механічне суміщення вихідних компонентів розроблених полімерних композицій полягає в їх перемішуванні на швидкохідних механічних мішалках. Унаслідок того, що перемішування в них проходить із використанням відцентрової сили, найвищу якість розподілу вихідних компонентів полімерних композицій можливо досягти при перемішуванні частинок з близькими значеннями розмірів та густини. Частинки використаних нами полімерів мають основні розміри від 20–60 мкм, а наповнювач від 5–10 мкм. При цьому густина полімерів змінюється від 1,2 до 2,2 г/см³, а густина наповнювача дорівнює 1,8–1,9 г/см³. Відповідно до цього можна зробити висновок, що вибрані нами полімери та наповнювач будуть добре розподілятися при механічному перемішуванні.

При механічному суміщенні вихідних компонентів полімерної композиції основний вплив на рівномірність їх розподілу має ефективність перемішувального пристрою (яка характеризує якість проведення процесу перемішування) й інтенсивність перемішування (визначається часом, необхідним для якісного перемішування) [29].

До найбільш ефективних мішалок для суміщення досліджених дисперсних матеріалів належать апарати із швидкохідними механічними мішалками із складною формою лопатей [30]. Мішалки даного типу відрізняються високою ефективністю при перемішуванні дисперсних матеріалів розмірами 10–100 мкм за короткий термін часу.

Інтенсивність перемішування на механічних мішалках визначається часом перемішування, який є основним технологічним параметром при проведенні процесу суміщення вихідних компонентів полімерних композицій.

Оптимальний час перемішування досліджених полімерних композицій на даних мішалках визначався відповідно до значень їх коефіцієнтів неоднорідності, дані для розрахунку яких було отримано за допомогою термічного прокалювання зразків готових полімерних композицій. На рис. 3.11 унаочнено результати цих досліджень.

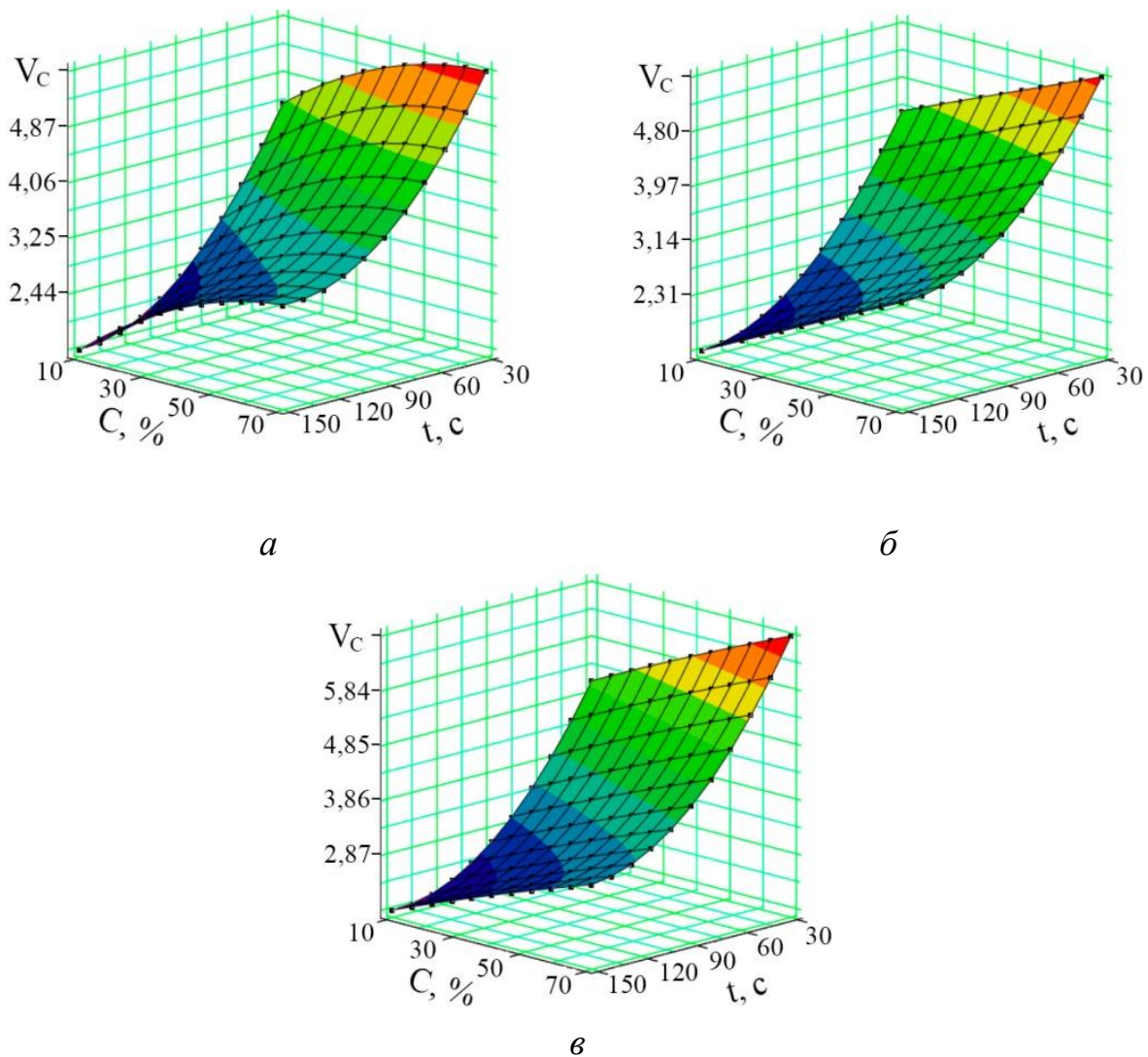


Рис. 3.11 – Залежності коефіцієнта неоднорідності V_c полімерних композицій, отриманих механічним суміщенням вихідних компонентів, від часу перемішування t та вмісту C силікагелю в композиції на основі фенілону С-1 (*a*), фторопласту-4 (*б*) і ДФСФО (*в*)

Виходячи із проведених досліджень можна побачити, що для всіх досліджених матеріалів зі збільшенням часу перемішування з 0 до 150 секунд відбувається зменшення коефіцієнта неоднорідності, що свідчить про суттєве підвищення якості перемішування полімерних композицій. Слід відзначити, що для всіх досліджених композицій у початковий період з 0 до 90 с відбувається різке зменшення коефіцієнта неоднорідності, що свідчить про високу інтенсивність процесу перемішування в цей період. У завершальний період з 90 до 150 с, спостерігається його стабілізація, що свідчить про досягнення максимально можливої якості перемішування досліджених полімерних ком-

позицій на використаній лабораторній мішалці. Подальше збільшення часу перемішування (понад 150 с) не буде суттєво впливати на значення коефіцієнта неоднорідності, тобто продовження процесу перемішування довше, ніж визначений час, не дозволяє значно покращити якість розподілу наповнювачів у полімерах і не є недоцільним.

Слід відзначити, що для всіх досліджених полімерних композицій спостерігається досить висока якість перемішування. Так, при концентраціях наповнювача до 40 % для полімерних композицій на основі ароматичного поліаміду, фторопласту та фенольної смоли коефіцієнт неоднорідності складає від 2 до 4,5, що відповідає добрій якості змішування. При підвищенні вмісту наповнювача до 80 % коефіцієнт неоднорідності для всіх полімерних композицій збільшується до 5–6.

За результатами досліджень було отримано математичні залежності [31], які описують вплив часу перемішування та концентрації наповнювача у полімерній композиції на основі ароматичного поліаміду (3.1), фторопласту (3.2) та фенольної смоли (3.3) на коефіцієнт неоднорідності полімерних композицій.

$$V_C = 1,988 \times 10^{-4} \cdot t^2 - 3,172 \times 10^{-4} \cdot C^2 + 2,564 \times 10^{-5} \cdot t \cdot C - 0,06 \cdot t + 0,045 \cdot C + 5,631 \quad (3.1)$$

$$V_C = 1,896 \times 10^{-4} \cdot t^2 - 2,589 \times 10^{-6} \cdot C^2 + 2,95 \times 10^{-5} \cdot t \cdot C - 0,058 \cdot t + 0,021 \cdot C + 5,683 \quad (3.2)$$

$$V_C = 2,303 \times 10^{-4} \cdot t^2 - 4,112 \times 10^{-5} \cdot C^2 - 4,86 \times 10^{-5} \cdot t \cdot C - 0,068 \cdot t + 0,034 \cdot C + 6,586 \quad (3.3)$$

Отримані формули значно спрощують процес вибору оптимального часу перемішування досліджених полімерних композицій відповідно до значень їх коефіцієнтів неоднорідності.

Відповідно до проведених досліджень визначено оптимальний час змішування для отримання полімерних композицій на основі ароматичного поліаміду, фторопласту та фенольної смоли з силікагелем залежно від вмісту наповнювача у полімері складає від 90 до 150 с. При менших значеннях часу перемішування якість розподілення наповнювача в полімері не є високою, а

при більших значеннях часу перемішування вона практично не зростає, що свідчить про досягнення максимально можливої якості перемішування компонентів досліджених полімерних композицій на використаній лабораторній мішалці. Тобто можна стверджувати, що за допомогою механічного суміщення, при оптимальних значеннях часу перемішування, можна отримати високу якість розподілу вихідних компонентів досліджених полімерних композицій.

Використання даного методу механічного суміщення вихідних компонентів полімерних композицій є досить енергоємним і суттєво підвищує собівартість готового виробу з розроблених термостійких ПКМ. І тому актуальним є спрощення чи вилучення операції механічного суміщення полімерів з наповнювачами. Це можливо за рахунок використання фізико-хімічного методу суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій, що дозволяє відмовитися від операції механічного суміщення й отримати готові полімерні композиції на основі термостійких полімерів та силікагелю на стадії синтезу наповнювача [32, 33]. Це значно зменшить собівартість готових виробів із розроблених термостійких ПКМ. Викликає зацікавленість дослідження рівномірності розподілу вихідних компонентів полімерних композицій, отриманих за цим методом.

При використанні суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій якість їх розподілу не залежить від часу перемішування і визначається фізико-хімічними процесами, які проходять при суміщенні вихідних компонентів композицій. Розраховується вона також відповідно до значень коефіцієнта неоднорідності полімерної композиції. Результати експериментальних досліджень для знаходження коефіцієнтів неоднорідності полімерних композицій залежно від умісту наповнювача представлено на рис. 3.12.

Відповідно до проведених досліджень встановлено, що зі збільшенням вмісту наповнювача коефіцієнт неоднорідності полімерних композицій збільшується. Причому його значення не перевищують 3,0. Це значення відповідає добрій якості змішування вихідних компонентів полімерних композицій.

При порівнянні коефіцієнтів неоднорідності полімерних композицій, отриманих за допомогою механічного та фізико-хімічного (*in-situ*) суміщення

встановлено, що останні мають значно менші значення цього параметра, що є свідченням більш якісного розподілу вихідних компонентів полімерних композицій. Це відбувається за рахунок взаємодії на молекулярному рівні дрібнодисперсних частинок вихідних термостійких полімерів з наповнювачем при його синтезі.

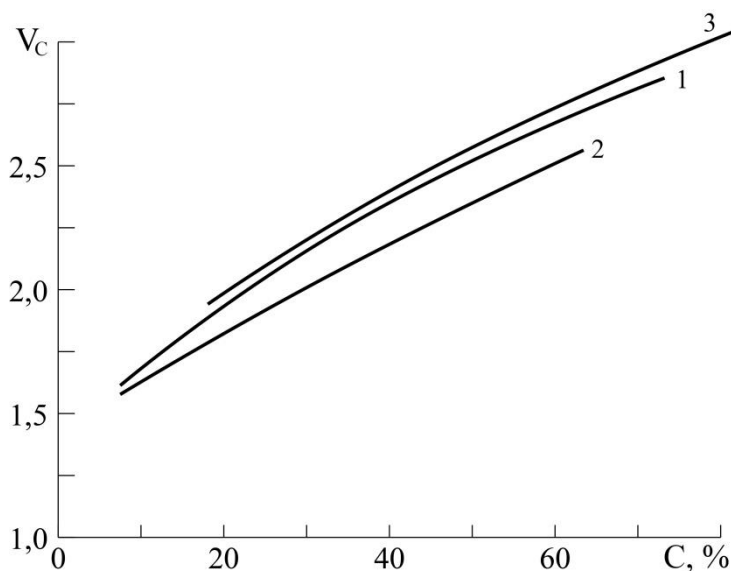


Рис. 3.12 – Залежності коефіцієнта неоднорідності V_c полімерних композицій, отриманих з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів від вмісту C силікагелю в композиції на основі фенолона С-1 (1), фторопласту-4 (2) іДФСФО (3)

Відповідно до проведених досліджень можна зробити висновок, що використання як механічного, так і фізико-хімічного методів суміщення вихідних компонентів досліджених полімерних композицій дозволяють отримувати досить високу якість розподілу наповнювача в полімерних композиціях, що додатково підтверджується даними електронної мікроскопії (рис. 3.13).

Аналіз отриманих мікрофотографій свідчить про високу рівномірність розподілу наповнювача у полімерних композиціях, що дозволяє використовувати методи механічного та фізико-хімічного суміщення (in situ) їх вихідних компонентів для створення полімерних композицій на основі термостійких полімерів.

Однак при використанні методу фізико-хімічного суміщення (in situ) для отримання полімерних композицій вдається суттєво зменшити собівартість готових виробів з розроблених ПКМ за рахунок відмови від операції

змішування й отримання готових полімерних композицій на стадії синтезу наповнювача.

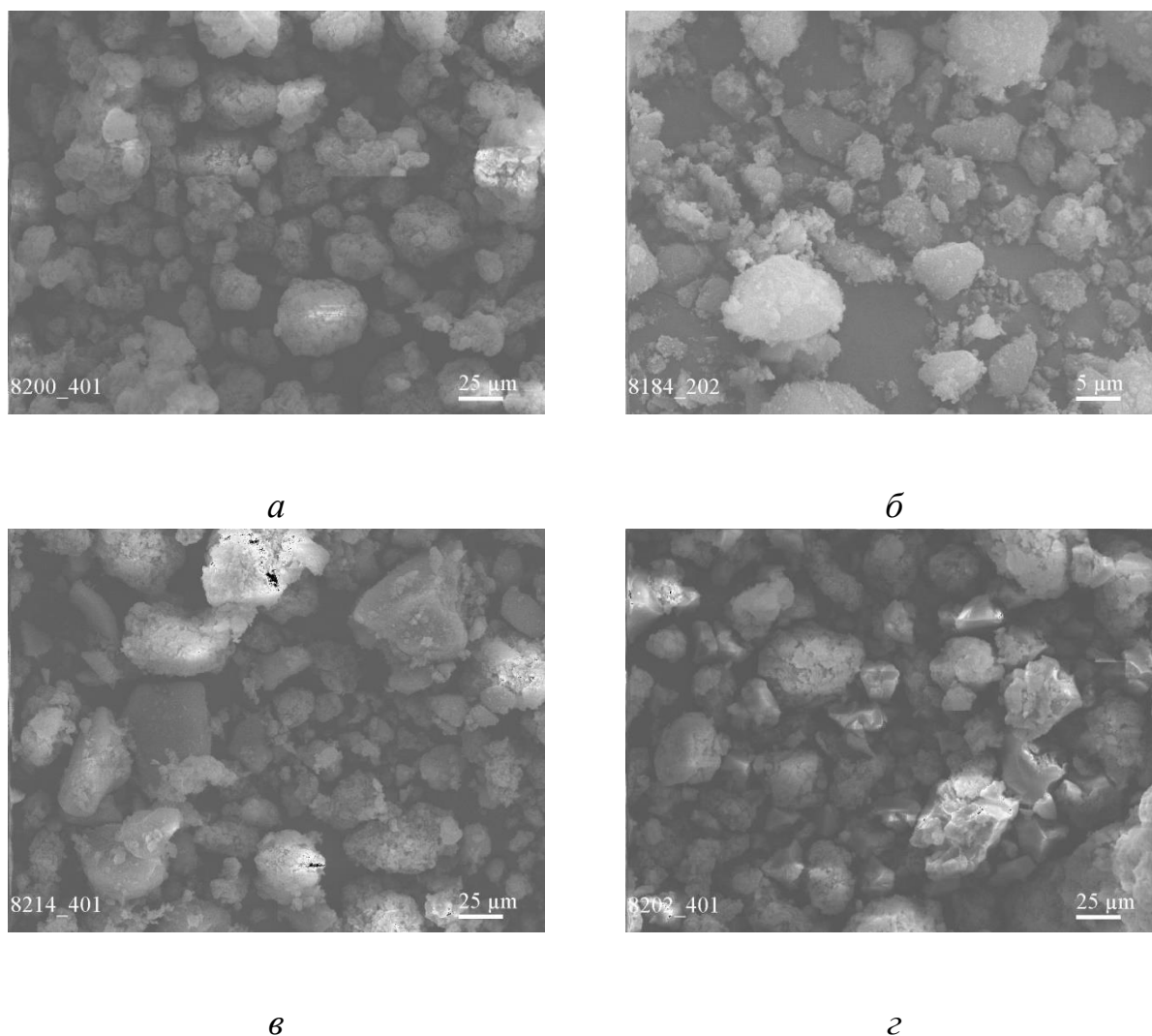


Рис. 3.13 – Мікрофотографії вихідного фенолону С-1 (а), силікагелю (б) та полімерних композицій на їх основі, отриманих за механічним (в) та фізико-хімічним методом суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (г)

3.2.1.2 Визначення оптимального тиску та часу витримки при формуванні брикетів з полімерних композицій

Для підвищення технологічності при переробці полімерних композицій на основі досліджених полімерів (ароматичний поліамід, фторопласт та фенольна смола) у виробі їх попередньо брикетують [34, 35]. Ця операція відбувається за умови прикладення певного зусилля, що створює необхідний тиск у прес-формі для брикетування. Причому цей тиск необхідно витриму-

вати певний час для кращого формування заготовок із розроблених полімерних композицій.

Готові брикети повинні бути суцільними та мати достатній рівень міцності для запобігання руйнуванню при подальшому використанні. Тому викликає інтерес визначення тиску у прес-формі, який необхідно створити для отримання таких брикетів. Найбільш доцільно приймати такий тиск, при якому досягаються максимальні значення щільності, а відповідно і міцності брикетів із досліджених полімерних композицій. Результати цих досліджень наведено в табл. 3.1.

Виходячи з результатів досліджень з підвищенням тиску у формі, щільність брикетів з термостійких полімерів збільшується. Причому інтенсивне підвищення для різних полімерів відбувається при різних тисках, що обумовлено різною структурою та морфологією їх вихідних частинок. Так, для ароматичних поліамідів цей тиск дорівнює 120, для фторопластів 30, а для фенольної смоли – 140 МПа. Подальше його збільшення суттєво не впливає на значення щільності отриманих брикетів, тому не є раціональним. Отже, оптимальний тиск у формі при отриманні брикетів з вихідних частинок ароматичного поліаміду, фторопласту та фенольної смоли дорівнює 120, 30 та 140 МПа відповідно.

Таблиця 3.1 – Значення щільності (г/см³) брикетів з прес-матеріалів на основі термостійких полімерів залежно від тиску у прес-формі при їх формуванні

Прес-матеріал	Тиск у прес-формі Р, МПа								
	20	30	40	60	80	100	120	140	160
Щільність г/см ³									
Фенілон С-1	-	-	0,75	0,81	0,87	0,92	0,94	0,95	0,95
Фторопласт-4	1,7 3	1,79	1,80	1,80	-	-	-	-	-
ДФСФО	-	-	0,72	0,79	0,83	0,88	0,91	0,98	0,99

У роботі використано не тільки вихідні полімери, а і ПКМ на їх основі, тому доцільно визначити оптимальні значення тисків для отримання брикетів з розроблених ПКМ. Дослідження значень щільностей брикетів із розроблених ПКМ на основі ароматичного поліаміду, фторопласту, фенольної смоли та силікагелю, подано в табл. 3.2.

Таблиця 3.2 – Значення щільності (г/см³) брикетів з досліджених термостійких полімерів, наповнених силікагелем залежно від тиску у прес-формі при їх формуванні

Полімерна матриця	Уміст наповн.	Тиск у прес-формі, МПа											
		20	30	40	60	80	100	120	140	160	180	200	220
Фенілон С-1	10	-	-	-	-	0,74	0,81	0,87	0,88	-	-	-	-
	20	-	-	-	-	0,74	0,93	0,98	1,10	1,11	-	-	-
	30	-	-	-	-	1,10	1,15	1,21	1,3	1,31	-	-	-
	40	-	-	-	-	1,15	1,18	1,22	1,31	1,33	-	-	-
	50	-	-	-	-	1,16	1,19	1,22	1,36	1,38	1,38	-	-
	60	-	-	-	-	-	1,2	1,24	1,37	1,38	1,39	1,39	-
Фторопласт-4	10	1,89	1,96	1,97	1,97	-	-	-	-	-	-	-	-
	20	1,87	1,94	1,97	1,97	-	-	-	-	-	-	-	-
	30	1,84	1,91	1,95	1,96	-	-	-	-	-	-	-	-
	40	1,82	1,89	1,95	1,95	-	-	-	-	-	-	-	-
	50	1,79	1,84	1,89	1,95	1,95	-	-	-	-	-	-	-
ДФСФО	20	-	-	-	-	-	1,31	1,36	1,42	1,43	1,43	-	-
	40	-	-	-	-	-	-	1,39	1,42	1,46	1,50	1,51	-
	60	-	-	-	-	-	-	-	1,50	1,54	1,59	1,6	-
	80	-	-	-	-	-	-	-	1,57	1,6	1,69	1,69	1,7

Відповідно до проведених досліджень встановлено, що для брикетування полімерних композицій з більшим умістом наповнювача до досягнення постійної щільності необхідно прикладати більше навантаження. Так, наприклад, для брикету з найбільшою щільністю з полімерної композиції на основі ароматичного поліаміду, наповненого 10 % силікагелю, достатньо створити тиск у прес-формі 120–140 МПа, а для брикетування матеріалу із 60 % уміс-

том силікагелю – 180–200 МПа. Така ж закономірність спостерігається і для інших термостійких полімерних композиційних матеріалів на основі фторопласту та фенольної смоли. Слід звернути увагу, що найпростіше отримати брикети з полімерних композицій на основі фторопласту (тиск у прес-формі від 40–80 МПа), а найбільш складно створити брикети на основі фенольної смоли (тиск у прес-формі від 160 до 220 МПа).

Для оптимізації технології отримання брикетів необхідно визначити не тільки оптимальний тиск брикетування, а й час витримки під цим тиском. Для його визначення було проведено дослідження для визначення щільності брикетів, розроблених полімерних композицій, отриманих при оптимальних тисках упродовж деякого часу. Результати досліджень подано в табл. 3.3

Таблиця 3.3 – Значення щільності (г/см³) брикетів з досліджених термостійких полімерів, наповнених силікагелем залежно від часу витримки у прес-формі при їх формуванні

Полімерна матриця	Уміст наповн.	Час витримки під тиском, с							
		30	60	90	120	150	180	210	240
Фенілон С-1	10	-	0,71	0,76	0,82	0,87	0,88	-	-
	20	-	0,82	0,86	1,00	1,10	1,10	-	-
	30	-	1,21	1,23	1,27	1,31	1,31	-	-
	40	-	1,24	1,26	1,28	1,32	1,33	-	-
	50	-	-	1,29	1,31	1,34	1,38	1,38	-
	60	-	-	1,30	1,33	1,36	1,39	1,40	-
Фторопласт-4	10	1,89	1,93	1,96	1,97	1,97	-	-	-
	20	1,87	1,94	1,97	1,97	1,98	-	-	-
	30	-	1,91	1,94	1,96	1,96	-	-	-
	40	-	1,84	1,89	1,93	1,95	1,95	-	-
	50	-	1,84	1,88	1,93	1,94	1,95	-	-
ДФСФО	20	-	1,32	1,37	1,40	1,43	1,43	-	-
	40	-	-	1,40	1,43	1,46	1,51	1,51	-
	60	-	-	-	1,47	1,51	1,54	1,59	1,6
	80	-	-	-	1,62	1,66	1,68	1,7	1,7

Відповідно до проведених досліджень установлено, що для брикетування полімерних композицій із більшим умістом наповнювача до досягнення постійної щільності, необхідно витратити більше часу.

Так, наприклад, для отримання міцного брикету з найбільшою щільністю з полімерної композиції на основі ароматичного поліаміду, наповненого 10 % силікагелю, достатньо його витримати під тиском упродовж 150–180 с, а для брикетування матеріалу із 60 % умістом силікагелю – 180–210 с. Така ж закономірність спостерігається і для інших термостійких полімерних композиційних матеріалів на основі фторопласту та фенольної смоли. Слід звернути увагу, що найменше часу втрачається при отриманні брикетів з полімерних композицій на основі фторопласту (час витримки у прес-формі від 120–180 с), а найбільш складно отримати брикети на основі фенольної смоли (час витримки у прес-формі від 210–240 с).

Відповідно до проведених досліджень, визначено оптимальні значення тисків та часу витримки у прес-формах для отримання суцільних брикетів із термостійких полімерів (ароматичний поліамід, фторопласт, фенольна смола) наповнених силікагелем із достатнім рівнем міцності для запобігання руйнуванню при подальшому використанні. Причому для брикетів на основі різних полімерів значення тисків та часу витримки у прес-формі відрізняються. Це обумовлено різною структурою і морфологією отриманих полімерних композицій на основі досліджених термостійких полімерів (ароматичний поліамід, фторопласт, фенольна смола) наповнених силікагелем.

Слід відзначити, що визначений тиск та час витримки у прес-формі буде несуттєво відрізнятися для брикетів різної форми і розмірів. Це є наслідком внутрішнього тертя прес-порошку по стінках форми та тим, що він не є ідеально пружним матеріалом. Особливо це стосується виготовлення брикетів з великими значеннями лінійних розмірів. Тому для їх отримання необхідно використовувати форми із двостороннім прикладенням навантаження [36].

3.2.2 Основний етап переробки термостійких ПКМ у виробі

3.2.2.1 Визначення оптимальних температур та часу сушки полімерних композицій на основі фенілону С-1, фторопласту-4 та ДФСФО

Брикети для подальшої переробки з отриманих ПКМ є гідрофільними матеріалами, які поглинають велику кількість вологи з повітря [37]. При цьому волога може негативно впливати на полімер при переробці отриманих брикетів у виробі. Тому досить цікаво дослідити вологопоглинання прес-порошків термостійких полімерів методом термогравіметричного аналізу (рис. 3.14).

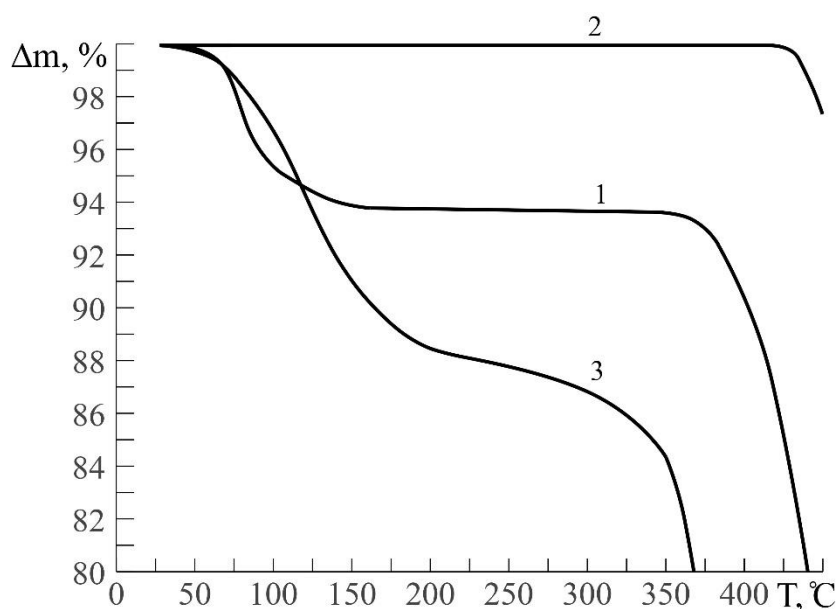


Рис. 3.14 – Термогравіметричний аналіз прес-порошків термостійких полімерів: 1 – фенілон С-1; 2 – фторопласт-4; 3 – ДФСФО

На термогравіметричній кривій ароматичного поліаміду в інтервалі температур від 70 до 180°C спостерігається інтенсивна втрата ваги, що пов'язано із видаленням з нього адсорбованої вологи та летких сполук [38]. Слід відзначити, що їх уміст у досліджуваних ароматичних поліамідах склав до 6%. В інтервалі температур від 180 до 345°C значення ваги прес-матеріалів суттєво не змінюється. Інтенсивна її втрата починається при температурах 345–350°C що пов'язано із початком активної термічної деструкції досліджуваних матеріалів.

Відомо [39], що волога в ароматичних поліамідах сприяє їх деструкції, пов'язаній із гідролітичними процесами, що відбуваються при високих температурах під час переробки полімерів у виробі у замкненому просторі формівного інструмента. Тому брикети на основі ароматичного поліаміду необхідно підсушувати при визначеній температурі впродовж певного часу.

На термогравіметричній кривій фторопласту до температури 430°C не спостерігається втрата ваги, тобто матеріал є гідрофобним. Інтенсивна її втрата починається при температурах 425–430°C що пов'язано з початком активної термічної деструкції фторопласту [40,41]. Брикети на основі фторопласту, внаслідок високої гідрофільності матеріалу підсушувати немає необхідності.

На термогравіметричній кривій фенольної смоли в початковий період від 50 до 130°C інтенсивна втрата ваги прес-порошку фенольної смоли обумовлена видаленням з нього вільної та зв'язаної вологи, а також летких продуктів (формальдегід, розчинник). Утрата ваги при температурах 130–150°C пов'язана із видаленням вологи, яка створюється при взаємодії метилольних груп $-\text{CH}_2-\text{O}-\text{CH}_2-$, які у свою чергу при 150–180°C перетворюються у метиленові $-\text{CH}_2-$, що супроводжується створенням формальдегіду $\text{CH}_2=\text{O}$ [4,5]. При температурах, починаючи з 310°C спостерігається інтенсивна втрата ваги фенольної смоли, що відбувається внаслідок руйнування дифенілолсульфонових фрагментів розробленої фенольної смоли, яка відповідає початку їх активної деструкції.

Відповідно до класичної технології переробки, брикети на основі фенольної смоли можна підсушувати під час їх переробки у виробі у прес-формах за рахунок багатостадійної переробки [42,43]. Однак це значно ускладнює та підвищує витрати на процес переробки ПКМ на основі фенольної смоли у виробі. Тому попереднє підсушування брикетів на основі фенольної смоли дозволяє помітно скоротити тривалість пресування і зменшити собівартість виробництва виробів з них.

Підсушування брикетів із ПКМ на основі ароматичних поліамідів будуть відбуватися відповідно до сушіння вихідного полімеру внаслідок того, що він є основним компонентом у полімерній композиції.

Виходячи із результатів термогравіметричних досліджень (рис. 3.14), можна зробити висновок, що нижньою межею інтервалу температур сушіння вихідного фенілону є 70°C. Це температура, при якій починається втрата ваги дослідженого матеріалу за рахунок видалення з нього вологи та летких компонентів. За верхню межу інтервалу приймаємо 270°C. Це температура силування фенілону [44], при якій матеріал брикетів буде переходити із склоподібного у вискоеластичний стан і внаслідок цього брикет буде деформуватися та втрачати свою вихідну форму.

Для встановлення оптимальної температури та часу сушіння брикетів проведено їх ізотермічний термогравіметричний аналіз, результати якого подано на рис. 3.15.

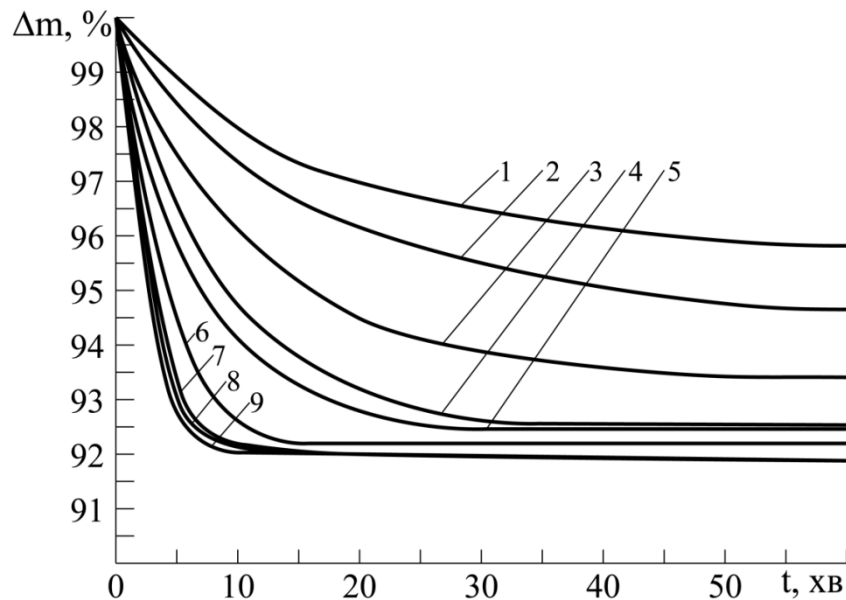


Рис. 3.15 – Залежності втрати ваги брикетованого прес-матеріалу фенілону С-1 від часу t сушіння при визначених температурах: 1 – 70°C; 2 – 90°C; 3 – 110°C; 4 – 130°C; 5 – 150°C; 6 – 170°C; 7 – 190°C; 8 – 210°C; 9 – 230°C

Відповідно до результатів досліджень установлено, що за допомогою сушіння (при атмосферному тиску) в інтервалі температур від 70 до 170°C видалення вологи та летких компонентів із брикетів здійснюється не повною мірою, що є негативним фактором для подальшої переробки полімеру. Повне їх видалення можливо провести при більших температурах, верхньою межею

яких є 230°C. Проведення видалення вологи та летких компонентів при температурах вище зазначеної є економічно недоцільним внаслідок затрати великої кількості енергії. У результаті досліджень установили, що оптимальним інтервалом температур сушіння брикетів ароматичних поліамідів є 190–230°C. Причому залежно від вибраної температури буде відрізнятися і тривалість сушіння. Так, для видалення вологи та летких компонентів із брикетів при температурі 190°C необхідно витратити 15 хв, а при температурі 230°C – 10 хв. Вибір температури з оптимального інтервалу, а відповідно, і часу сушіння брикетів обумовлений технологічними можливостями виробництва й економічною доцільністю проведення операції.

Слід відзначити, що час, необхідний для видалення вологи та летких компонентів із брикетів, залежно від їх форми буде відрізнятися. Це пов'язано із необхідністю досягнення повного їх прогрівання по всьому об'єму до вибраної температури. Час прогрівання брикетів визначається відповідно до їх температуропровідності за методикою [45], і складає для брикету з фенолону С-1 з товщиною (для плоского) та діаметром (для циліндричного) 6–50 мм від 1,8 до 80 хв.

Підсушування брикетів із ПКМ на основі фенольної смоли будуть відбуватися відповідно до сушіння вихідного полімеру внаслідок того, що він є основним компонентом у ПКМ.

Виходячи із результатів термогравіметричних досліджень, можна зробити висновок, що нижньою межею інтервалу температур сушіння фенольної смоли є 50°C. Це температура, при якій починається втрата ваги полімеру за рахунок видалення з нього вологи та летких компонентів. За верхню межу інтервалу приймаємо 130°C. Це температура, при якій починається реакція конденсації фенольного олігомерного продукту, яка призводить до його переходу у неплавкий та нерозчинний стан.

Для встановлення оптимальної температури та часу сушіння брикетів на основі фенольної смоли проведено їх ізотермічний термогравіметричний аналіз, результати якого подано на рис. 3.16.

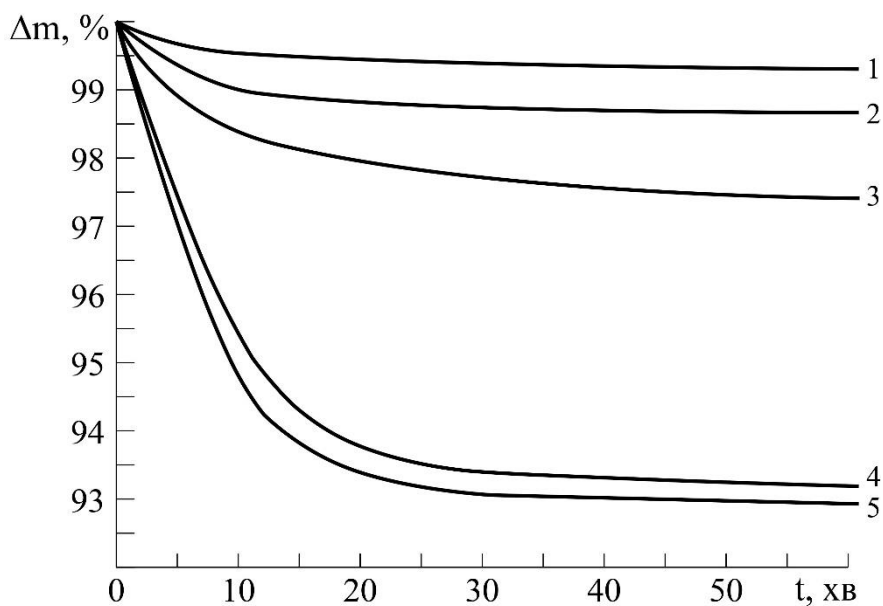


Рис. 3.16 – Залежності втрати ваги брикетованого прес-матеріалу на основі ДФСФО від часу t сушіння при визначених температурах: 1 – 50°C; 2 – 70°C; 3 – 90°C; 4 – 110°C; 5 – 130°C

Відповідно до результатів досліджень встановлено, що зі збільшенням температури та часу сушіння видалення вологи та летких компонентів із брикетів збільшується. Причому найбільше впливає саме температура сушіння. Так, при температурах 50 і 70°C вага брикетів зменшується на 0,8–1 %, при 90°C зменшення досягає 2,5 %. Найбільш інтенсивна втрата ваги спостерігається при температурах 110 і 130°C і дорівнює 6,5–7 %. Це пояснюється інтенсивною втратою вологи з брикету, яка починається при температурах вище температури кипіння води – 100°C. Час сушіння брикетів менше впливає на випаровування вологи та летких компонентів з них, ніж температура. Для всіх матеріалів спостерігається різке зменшення ваги брикетів у початковий період сушіння (0–10 хв), та його стабілізація впродовж наступного часу. Так, при температурах 50 і 70°C стабілізація ваги брикетів спостерігається після 45 хв сушіння, при температурі 90°C при 40 хв, а при температурах 110 і 130°C при 30–35 хв.

Відповідно до проведених досліджень втрати ваги брикетованого прес-матеріалу на основі фенольної смоли від температури та часу сушіння вста-

новлено, що температура сушіння, при якій виділяється найбільша кількість вологи та летких компонентів з них, лежить у межах 110 до 130°C. Причому втрата ваги брикетів при цих температурах помітно не розрізняється, тому в якості оптимальної температури сушіння можна порекомендувати температуру 110°C, що дозволяє отримати максимальний ефект при мінімальних витратах електричної енергії на процес сушіння. Оптимальним часом сушіння при цій температурі є 30–35 хв, упродовж якого спостерігається виділення вологи та летких компонентів з брикетів на основі фенольної смоли.

3.2.2.2 Визначення оптимальних тисків, температур та часу витримки при пресуванні виробів з термостійких ПКМ

Після проведення сушіння брикетів на основі ароматичних поліамідів здійснюється операція їх компресійного пресування у формах з підігрівом. Брикети завантажуються у прес-форму, попередньо нагріту до температури, що на 10–15°C перевищує температуру сушіння. Це пов'язано з тим, що висушені брикети не повинні охолоджуватися нижче температури сушіння, щоб унеможливити поглинання вологи при їх переробці. Після цього він підігрівається до температури переробки полімеру із швидкістю 5°C/хв, що обумовлено необхідністю його прогрівання по всьому об'єму рівномірно та одночасно з підвищенням температури.

Температура переробки для ароматичного поліаміду фенілону С-1 повинна бути вищою, ніж температура його склування і нижчою, ніж температура початку активної деструкції. Виходячи із термогравіметричних досліджень (рис. 3.14) для фенілону С-1, ця температура становить 345°C. Визначення температури переробки ароматичного поліаміду проведено шляхом вивчення її впливу на фізико-механічні властивості отриманих виробів. За оптимальну температури прийнято ту, при якій отримані вироби мають найбільш високий рівень властивостей. Тиск та час витримки при пресуванні склав 40 МПа та 60 с на 1 мм готового виробу. Результати досліджень представлено на рис. 3.17.

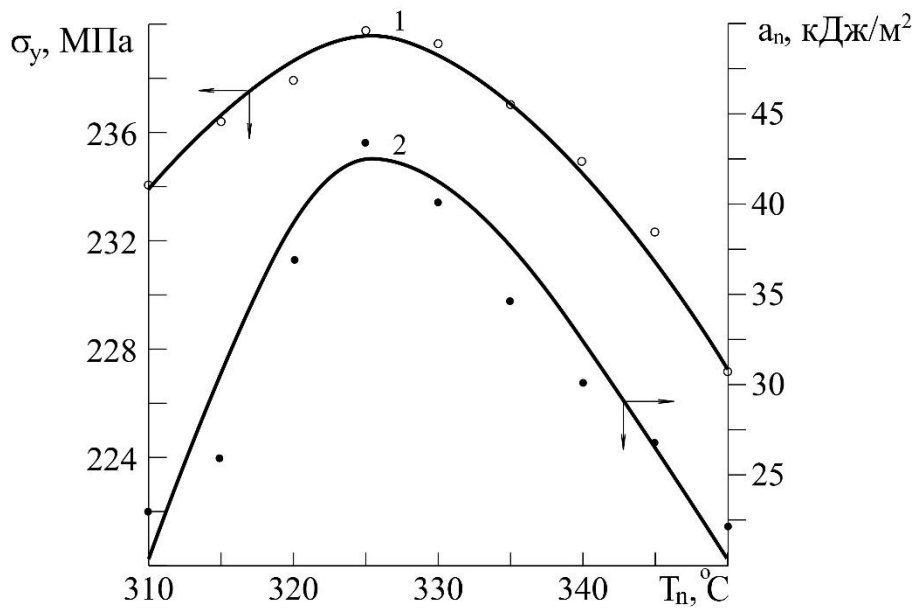


Рис. 3.17 – Залежності напруження при межі текучості при стисканні σ_y (1) та ударної в'язкості a_n (2) від температури T_n переробки матеріалу на основі ароматичного поліаміду фенілону С-1

Отримані залежності мають подібний характер з явно вираженими екстремумами в області температур переробки 323–327°C для фенілону С-1. При цих температурах спостерігаються максимальний рівень показників напруження при межі текучості при стисканні (до 240 МПа) та ударної в'язкості (до 42 кДж/м²) готових виробів. Тобто ці температури і є найбільш доцільними для переробки фенілону С-1.

Однією з основних характеристик при переробці полімерів методом компресійного пресування є формівний тиск, який необхідно створювати для отримання суцільних виробів. Для встановлення оптимальних його значень проведено дослідження впливу формівного тиску на ударну в'язкість отриманих виробів. Температура переробки та час витримки при пресуванні дорівнює 326°C та 60 с на 1 мм готового виробу відповідно. Результати досліджень представлено на рис. 3.18.

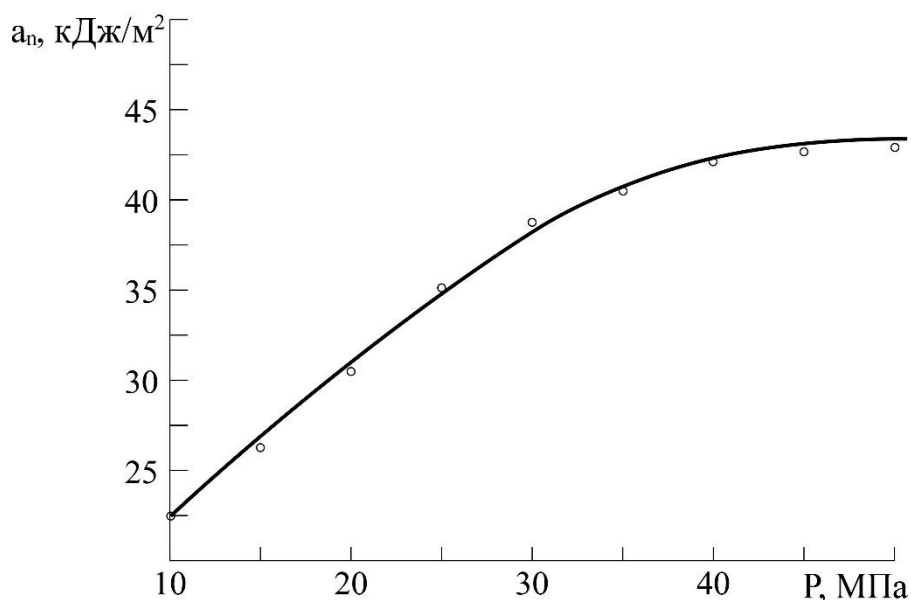


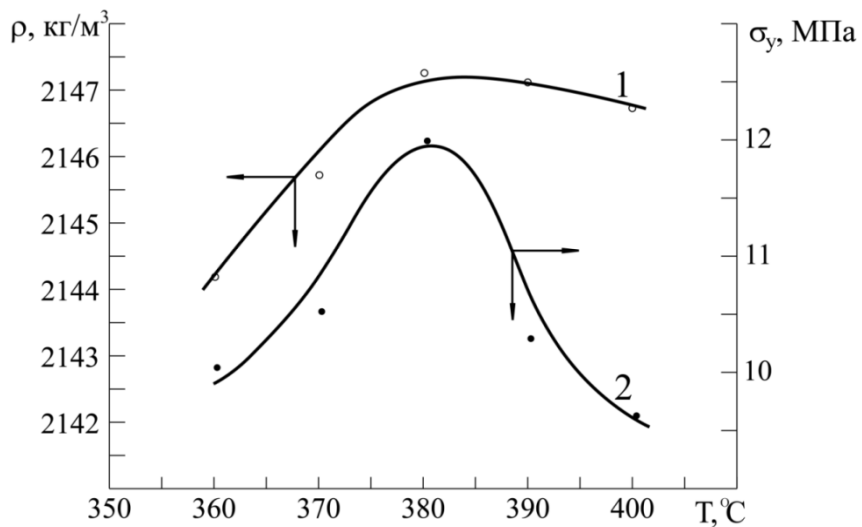
Рис. 3.18 – Залежність ударної в'язкості a_n від формівного тиску при пресуванні вихідного ароматичного поліаміду фенілону С-1

Відповідно до отриманих даних, збільшення формівного тиску при пресуванні дає підвищення показників ударної в'язкості виробів з фенілону С-1. Причому, інтенсивне зростання цього параметра відбувається при тисках до 40 МПа і потім стабілізується, досягаючи значень 42,5–43 МПа. Подальше зростання тиску до 60 МПа суттєво не впливає на фізико-механічні властивості полімерів. Тому, виходячи з економічної доцільності, оптимальним формівним тиском при переробці феніона С-1 у вироби є 40 МПа.

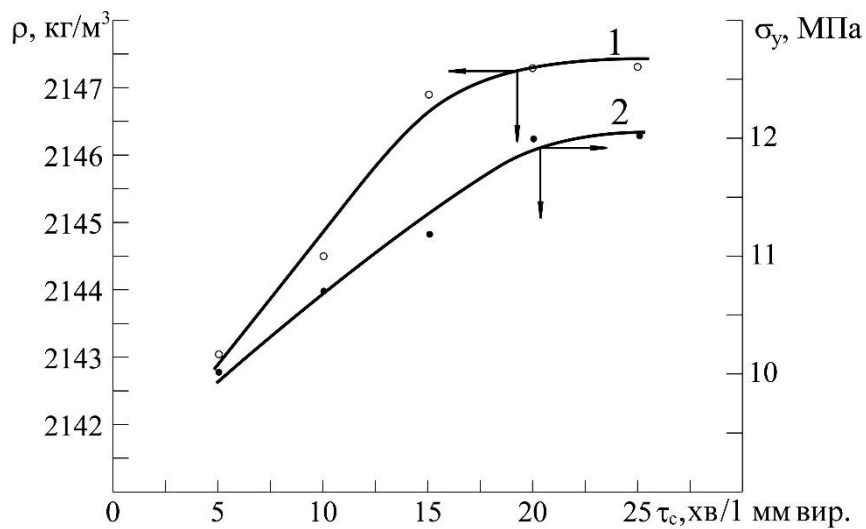
Час витримки полімерів під тиском визначається необхідністю їх повного прогрівання по всьому об'єму до температури переробки та часом, необхідним для заповнення формівної порожнини. Виходячи із закономірностей [45], він залежить від виду та розмірів виробів і складає від 30 до 60 с на 1 мм готового виробу.

Після витримки під тиском відбувається охолодження виробів до температури, нижчої 270°C (температура силювання фенілону). Швидкість охолодження не повинна бути більшою, ніж 20°C/хв, в іншому випадку це може призвести до значних внутрішніх напружень у готових виробах, які у свою чергу негативно впливають на фізико-механічні властивості.

Подальша переробка брикетів на основі фторопласту-4 полягає у їх спіканні. Одними із основних параметрів даної операції є температура спікання та час витримки при визначеній температурі. Для знаходження оптимальних значень даних параметрів було проведено дослідження їх впливу на фізико-механічні характеристики матеріалів на основі фторопласту (рис. 3.19).



a



б

Рис. 3.19 – Залежності густини ρ (1) та напруження при межі текучості при стисканні σ_y (2) фторопласту-4 від температури T (a) та часу витримки τ_c при спіканні (б)

У результаті їх проведення (рис. 3.19,*a*) встановлено, що залежність густини та напруження при межі текучості при стисканні фторопласту-4 від температури спікання має екстремальний характер. Причому найбільші значення досліджених фізико-механічних характеристик спостерігаються при температурах від 375 до 385°C. Цей інтервал температур і є оптимальним при спіканні полімерів на основі фторопласту-4 в процесі переробки їх у вироби.

Густина та напруження при межі текучості при стисканні фторопласту-4 залежно від часу витримки (рис. 3.19,*б*) інтенсивно зростають і досягають максимуму при часу витримки 20 хв на 1 мм виробу. При подальшому збільшенні цього параметра значення досліджених фізико-механічних властивостей стабілізуються. Відповідно до цього можна зробити висновок, що оптимальним часом витримки при спіканні є 20 хв на 1 мм виробу.

Після проведення операції спікання готові вироби повільно охолоджуються у печі до кімнатної температури із швидкістю не більше, ніж 10–15°C/хв, в іншому випадку це може призвести до зміни їх структури, що негативно впливає на рівень фізико-механічних властивостей отриманих виробів.

Підсушені брикети на основі фенольної смоли переробляються у вироби за допомогою компресійного пресування у формах з підігрівом. При даній технології переробки таких полімерів на якість виробів найбільше впливає температура, тиск при переробці та час витримки під тиском [46]. Тому визначення цих параметрів для розроблених нами фенольних полімерів є актуальним завданням.

Відомо [47], що зі збільшенням температури переробки тривалість отвердіння фенольної смоли зменшується. Однак температуру не можна значно підвищувати внаслідок того, що при високих температурах прес-матеріал втрачає текучість, необхідну для заповнення форми. Зазвичай температура переробки фенольної смоли обирається із меж 150–190°C залежно від хімічної та фізичної структури смоли.

Температуру переробки та час витримки для отвердіння виробу при даній температурі можна вибирати відповідно до значень напруження при межі текучості при стисканні зразків із отриманої фенольної смоли. Для цього нами було проведено експерименти для установлення напруження при межі те-

кучості при стисканні дослідженої фенольної смоли залежно від температури переробки та часу витримки (рис. 3.20).

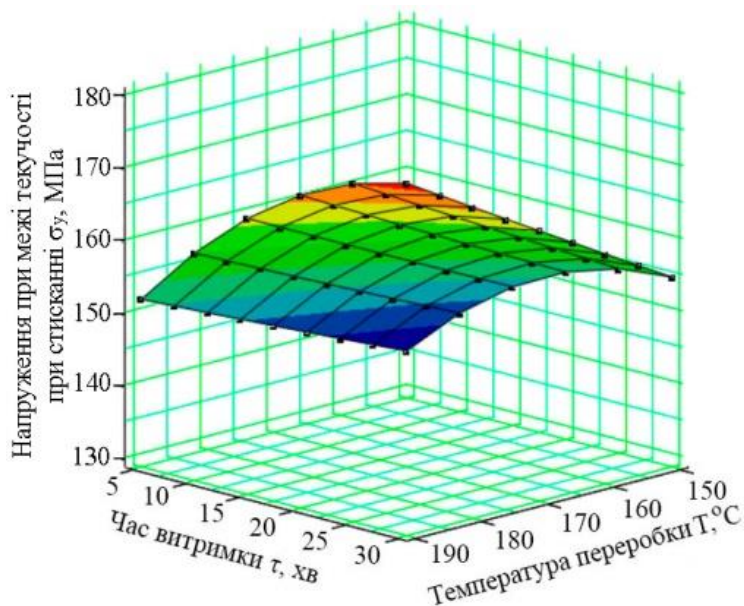


Рис. 3.20 – Залежність напруження при межі текучості при стисканні σ_y ДФСФО від температури переробки T та часу витримки τ її при переробці у виробі

Відповідно до проведених досліджень зі збільшенням температури переробки та часу витримки, збільшується напруження при межі текучості при стисканні. Причому температура переробки більше впливає на його збільшення, ніж час витримки. Тому, відповідно до проведених досліджень, оптимальною температурою переробки та часом витримки є 185–190°C та 15–20 хв. При даних параметрах пресування вдається досягти максимального значення напруження при межі текучості при стисканні 172 МПа. Подальше збільшення температури і часу витримки не впливає суттєво на досліджену характеристику [48].

Також важливою характеристикою є тиск при пресуванні. Цей параметр залежить від текучості використаних прес-матеріалів і форми виробів. Зазвичай для фенольних смол вибирається тиск у межах від 10 до 50 МПа. Температуру переробки та час витримки при пресуванні брали відповідно 185–190°C та 15–20 хв. На рис. 3.21 показано результати даних досліджень.

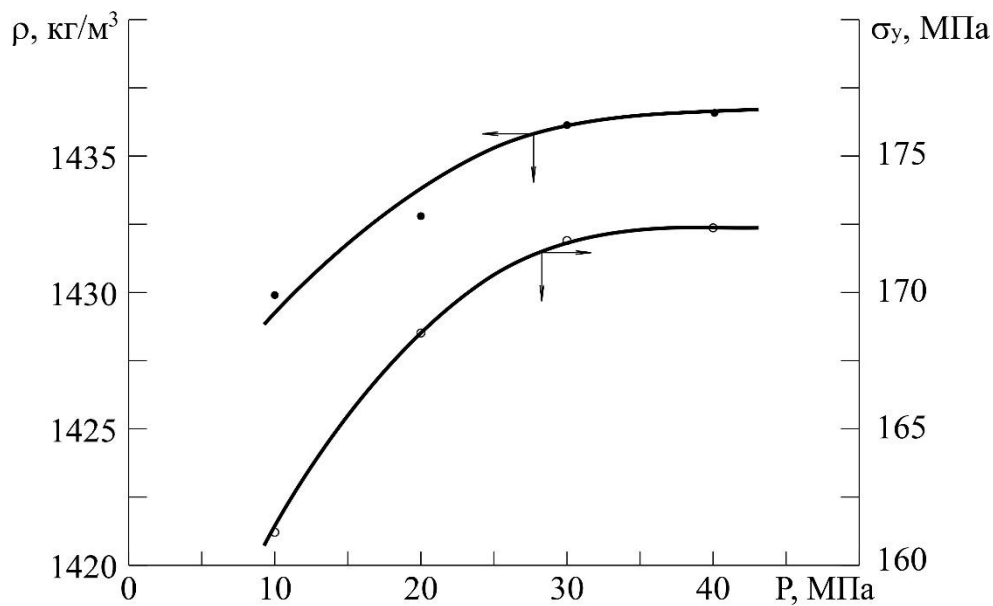


Рис. 3.21 – Залежність густини ρ та напруження при межі текучості при стисканні σ_y від тиску при пресуванні P виробів із ДФСФО

Відповідно до проведених досліджень встановлено, що зі збільшенням тиску при пресуванні підвищуються значення фізико-механічних властивостей виробів із фенольної смоли. Причому слід відзначити, що це збільшення є незначним.

Так, при мінімальному тиску у 10 МПа значення щільності та напруження при межі текучості при стисканні складають відповідно 1430 кг/м³ та 161 МПа, а при максимальному (40 МПа) – 1437 кг/м³ та 172 МПа. Поступове збільшення фізико-механічних властивостей спостерігається до тиску 30 МПа, після якого їх значення стабілізуються, що свідчить про те, що даний тиск є оптимальним при переробці виробів із дослідженої фенольної смоли.

Після проведення операції компресійного пресування у формах з підігрівом вироби з фенольної смоли та ПКМ на її основі твердіють (за рахунок поліконденсації фенольної смоли до стану резиту) і готовий виріб витягується із форми.

3.2.3 Заключний етап переробки термостійких ПКМ у виробі

У більшості випадків, після формування, виробі із полімерів підлягають механічній обробці для надання поверхням деталей необхідних службових характеристик та необхідного зовнішнього вигляду. Механічна обробка також використовується у тих випадках, коли необхідно виготовити виробі складної форми, які досить складно формуються [49,50], наприклад, шестерні, деталі підшипників, панелі, корпуси різних механізмів тощо. А також у випадках одиничного чи дрібносерійного виробництва, коли партія виготовлених деталей є невеликою та виготовлення для них високовартісних формівних інструментів економічно не доцільне.

При механічній обробці полімерів слід урахувувати особливості їх структури і фізико-механічні властивості. Низька щільність та твердість, невисока теплостійкість, дуже низька теплопровідність, високий рівень опору дії вібрацій, інтенсивна абразивна дія на різальний інструмент – все це необхідно брати до уваги при виборі різального інструменту та призначенні режимів різання при механічній обробці полімерів та ПКМ на їх основі.

Більшість матеріалів на основі полімерів непогано піддаються обробці різанням на звичайному металорізальному обладнанні. Однак різальний інструмент та основні параметри при різанні (швидкість та глибина різання, подавання) мають значні відмінності від обробки металів і підбираються залежно від властивостей оброблюваного матеріалу. При механічній обробці полімерів та ПКМ на їх основі слід звернути особливу увагу на температурний режим у зоні різання, оскільки можливі великі деформації деталей, деструкція оброблюваного матеріалу, виділення шкідливих газоподібних продуктів та пилу.

Токарна обробка деталей із полімерів зазвичай ведеться на універсальних металорізальних станках та токарних автоматах при високих швидкостях різання, але із зніманням тонкої стружки. У більшості випадків охолоджувальна рідина не використовується, однак при обробці термопластичних матеріалів допустима температура в зоні різання не повинна перевищувати 100–120°C, а для термореактивних – 200–300°C. Слід урахувувати, що температура в зоні різання визначається не тільки швидкістю різання, подачею, глибиною різання, властивостями оброблюваного матеріалу, але й правильним вибором та якістю заточки різального інструменту та властивостями ма-

теріалу різального клину. При токарній обробці деталей із полімерів та ПКМ на їх основі використовуються різці, різальний клин яких виготовляється із швидкорізальної сталі марок (P9, P12, P6M3, P10K5Ф5 тощо), твердих сплавів (BK4, BK8, T15K6 тощо), металокераміки (ЦМ332), кубічного нітриду бору (ельбор) та алмазів, тобто тих матеріалів, які мають високу теплостійкість та теплопровідність [50].

Виходячи з того, що розроблені нами ПКМ, наповнені досить твердими частинками на основі діоксиду кремнію (причому вони мають досить високий ступінь наповнення до 80 %), для їх обробки необхідно вибирати різці із різальним клином із твердих сплавів, які є відносно недорогими і стійкими до зношування матеріалами.

Відповідно до рекомендацій [51], при обробці полімерів та ПКМ на їх основі необхідно збільшувати задній кут α різця до 15...25°, оскільки внаслідок високих пружних властивостей полімерів збільшується площа контакту різця з деталлю, що призводить до швидкого зношування різальної кромки різця і підвищеному тепловиділенню. Для матеріалів із зливною стружкою, наприклад, як у термопластів, оптимальний передній кут різця знаходиться у межах 10...20°. При обробці термореактивних матеріалів з ломкою стружкою передній кут α слід вибрати у межах 0...5°, а вершину різця – з радіусом 1,5...3,0 мм. Головний кут ϕ в плані для прохідних різців складає 45°, а допоміжний 0...5°, кут нахилу різальної кромки $\lambda=0^\circ$.

Виходячи з рекомендацій для механічної обробки виробів із досліджених нами полімерів та ПКМ на їх основі, було вибрано різець з заднім кутом $\alpha = 20^\circ$, передній кут 10°, головний кут у плані ϕ дорівнює 45°, а допоміжний 3°, кут нахилу різальної кромки $\lambda=0^\circ$.

Досить важливим є також вибір оптимальних режимів різання (швидкість різання, подавання, глибина різання) для розроблених нами полімерів та ПКМ на їх основі. У довідковій літературі вказано оптимальні режими різання більшості промислових полімерів [52]. Так, заготовки на основі фторопласту необхідно обробляти при швидкостях різання (6–8 м/с), подаваннях (0,1–0,3 мм/об) з глибиною різання (0,5–2 мм). Однак у довідниках немає інформації про режими різання таких полімерів, як ароматичні поліаміди та фенопласти на основі ДФСФО. Тому актуальним завданням є вибір оптимальних режимів різання при виготовленні деталей із цих полімерів. Оптималь-

ні значення режимів різання будемо вибирати, виходячи із значень сил різання, які виникають при точінні досліджуваних матеріалів.

Для встановлення залежності сили різання від швидкості різання при точінні ароматичного поліаміду та фенопласту глибину різання і подавання вибрано рівними відповідно оптимальними значеннями при точінні аліфатичних поліамідів ($t = 1$ мм; $s = 0,07$ мм), як матеріалів, які найбільш близькі за фізико-механічними характеристиками до досліджуваних матеріалів. Залежність сили різання від швидкості різання при точінні фенілону та фенопласту подано на рис. 3.22.

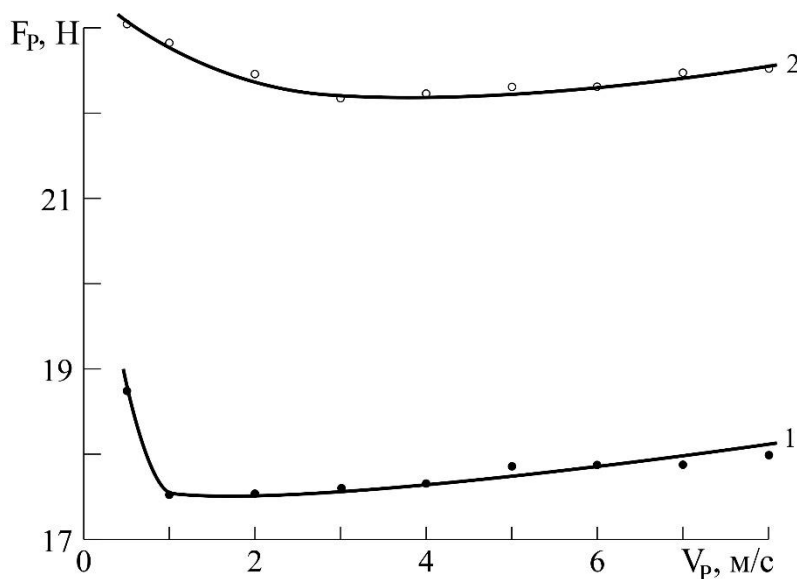


Рис. 3.22 – Залежність сили різання F_p при токарній обробці деталі з ароматичного поліаміду фенілону С-1 (1) та фенопласту на основі ДФСФО (2) від швидкості різання V_p

Як можна побачити із графіка, залежності сил різання від швидкості різання при токарній обробці деталей з досліджуваних матеріалів мають екстремальний характер. Так, при точінні заготовки на основі ароматичного поліаміду фенілону С-1 при швидкостях різання до 1 м/с значення сили різання досягає 18,8 Н. А вже при швидкостях різання від 1 до 2,5 м/с сила різання зменшується до 17,5 Н. При подальшому збільшенні швидкості різання від 2,5 до 8 м/с спостерігається поступове збільшення сили різання, значення якої досягає 18 Н.

При точінні матеріалу на основі фенольної смоли спостерігається подібний характер із зміщенням оптимальних значень сил різання у бік більших швидкостей різання. Так, при точінні заготовки з фенопласту на основі

ДФСФО при швидкостях різання до 2,5 м/с значення сили різання досягає 23 Н. А вже при швидкостях різання від 2,5 до 4 м/с сила різання зменшується до 22 Н. При подальшому збільшенні швидкості різання від 4 до 8 м/с спостерігається поступове збільшення сили різання, значення якої досягає 22,7 Н.

Зменшення сили різання при точінні досліджених матеріалів відбувається внаслідок зміни їх фізико-механічних характеристик (твердість, міцність тощо) у зоні різання в результаті тертя різальної кромки різця по полімерах, яке призводить до збільшення температури. Зі збільшенням швидкості різання температура в зоні різання підвищується і полімери в локальних зонах контакту перегріваються, що призводить до можливого переходу досліджених матеріалів у в'язкотекучий стан (фенілон С-1) і навіть деструкції (фенілон С-1, ДФСФО) та впливає на збільшення сили, необхідної для подолання опору матеріалів руйнуванню, що у свою чергу відображається на збільшенні сили різання.

Для підтвердження цього факту полімерну стружку, отриману після точіння при різних швидкостях різання було досліджено на стійкість до дії температури. Використано при цьому термогравіметричний аналіз, у результаті якого встановлено температури початку активної деструкції стружки із досліджених матеріалів. Результати досліджень подано на рис. 3.23.

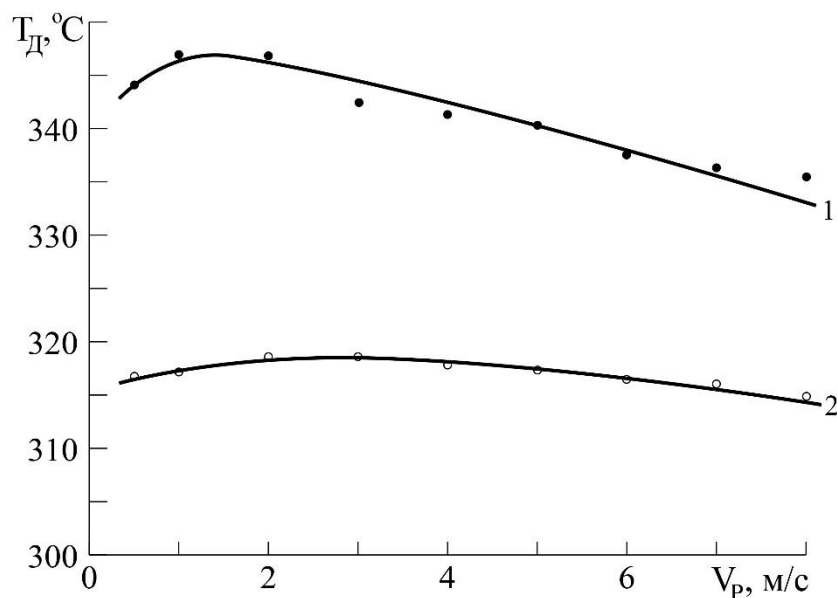


Рис. 3.23 – Залежність температури початку активної деструкції T_d стружки, отриманої після токарної обробки деталі з ароматичного поліаміду фенілону С-1 (1) та фенопласту на основі ДФСФО (2) від швидкості різання V_p

Як можна побачити із отриманих результатів, графіки температури початку активної деструкції полімерної стружки, отриманої при різних швидкостях різання при токарній обробці деталей з досліджуваних матеріалів мають екстремальний характер. Так, температура початку активної деструкції стружки з ароматичного поліаміду, отриманої при швидкостях різання до 1 м/с дорівнює 343–344°C. В інтервалі швидкостей різання від 1 до 2,5 м/с цей параметр збільшується і досягає значень 347°C. При подальшому збільшенні швидкості різання від 2,5 до 8 м/с спостерігається поступове зменшення температури початку активної деструкції стружки з ароматичного поліаміду і при 8 м/с цей параметр досягає 335°C.

Для стружки, отриманої ізДФСФО, спостерігається подібний характер графіка із зміщенням максимальних значень температур початку активної деструкції у бік більших швидкостей різання. Так, значення температури початку активної деструкції стружки при швидкостях різання до 2,5 м/с досягають 316–317°C, а вже при швидкостях різання від 2,5 до 4 м/с збільшуються до 319°C. Подальше збільшення цього параметра від 4 до 8 м/с призводить до зменшення значень початку активної деструкції стружки з фенопласту до 315°C.

Слід відзначити, що інтервали швидкостей різання, при яких фіксуються екстремальні значення сил різання при точінні досліджуваних полімерів та температур початку активної деструкції полімерної стружки, отриманої при точінні співпадають. Це дає змогу стверджувати, що оптимальними значеннями швидкостей різання для заготовок на основі ароматичного поліаміду є від 1 до 2,5 м/с, а для матеріалів на основі фенопласту від 2,5 до 4 м/с. В цих інтервалах для досліджених матеріалів спостерігаються мінімальні значення сил різання, що полегшує навантаження на станок та максимальні значення температур початку активної деструкції стружки, що свідчить про найкращі умови, які створюються у зоні різання і не призводять до значної механічної та термічної деструкції заготовок із досліджених матеріалів. Це, у свою чергу, сприятиме покращенню чистоти поверхні виробу отриманого з досліджених матеріалів при точінні.

Для підтвердження цього припущення проведено дослідження, які описують вплив швидкості різання на шорсткість поверхонь деталей із досліджених матеріалів на основі ароматичного поліаміду та фенольної смоли.

В якості параметра, який описує шорсткість поверхні було вибрано параметр R_a (середнє квадратичне відхилення нерівностей профілю поверхні). Результати досліджень подано на рис. 3.24.

Із отриманих залежностей видно, що параметр шорсткості R_a поверхонь полімерних деталей після токарної обробки зменшується із підвищенням швидкості різання. Слід відзначити, що для обох полімерних деталей спостерігаються екстремуми в області швидкостей різання заготовок на основі ароматичного поліаміду від 1 до 2,5 м/с, а для матеріалів на основі фенопласту – від 2,5 до 4 м/с. Причому екстремум більш яскраво виражений при обробці деталей із ароматичного поліаміду. Значення параметрів шорсткості для деталей із ароматичного поліаміду при однакових режимах різання у 2,5–4 рази менші, ніж для деталей із фенопласту, що пояснюється різним фізико-механічними властивостями оброблюваних матеріалів.

Для досягнення менших значень шорсткості дані матеріали необхідно обробляти іншими методами (чистове точіння, шліфування, полірування тощо).

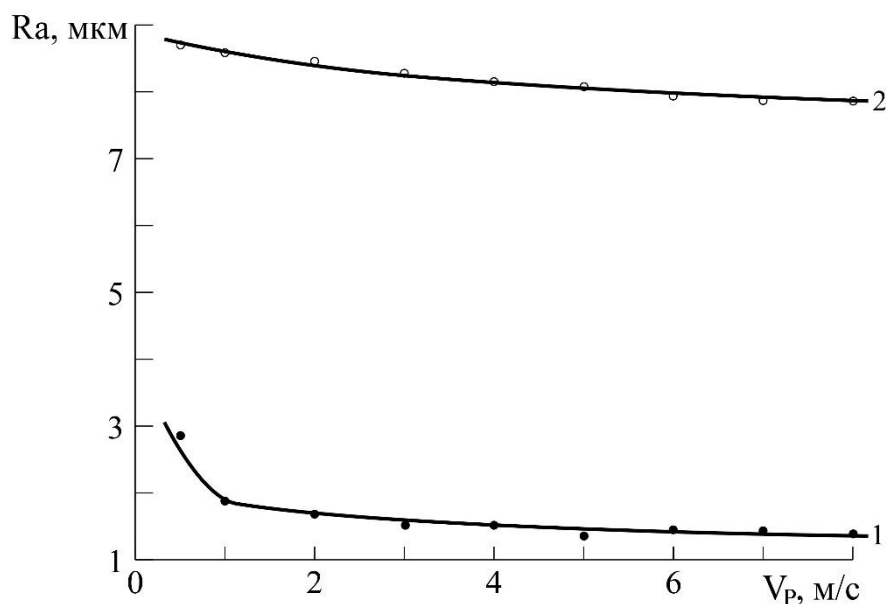


Рис. 3.24 – Залежність шорсткості поверхні полімерної деталі R_a після токарної обробки заготовки з ароматичного поліаміду фенолону С-1 (1) та фенопласту на основі ДФСФО (2) від швидкості різання V_p

Виходячи з проведених досліджень, можна зробити висновок, що оптимальна швидкість різання для матеріалів на основі ароматичного поліаміду фенолону С-1 лежить в інтервалі від 1 до 2,5 м/с, а для фенопласту на основі

ДФСФО – 2,5 до 4 м/с. При цих швидкостях різання сили різання мають найменші значення і вдається досягти оптимальної шорсткості поверхні для ароматичного поліаміду $R_a = 1,9$ мкм, а для фенопласту – 8,8 мкм.

Важливими є дослідження для встановлення впливу глибини різання на сили різання при точінні матеріалів на основі ароматичного поліаміду фенолону С-1 та фенопласту. Отримані результати представлено на рис. 3.25.

Як можна побачити із отриманих результатів, графіки залежностей сили різання при токарній обробці досліджених деталей від глибини різання мають подібний характер, який в інтервалі досліджених глибин різання наближається до лінійного.

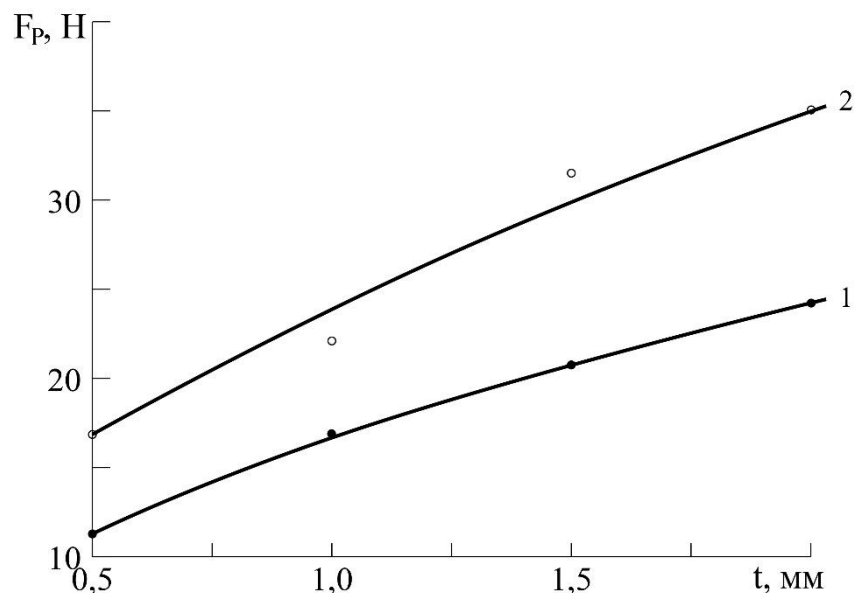


Рис. 3.25 – Залежність сили різання F_p при токарній обробці деталі з ароматичного поліаміду фенолону С-1 (1) ($V_p = 1,5$ м/с, $s = 0,07$ мм/об) та фенопласту на основі ДФСФО (2) ($V_p = 3$ м/с, $s = 0,07$ мм/об) від глибини різання t

Зі збільшенням глибини різання спостерігається збільшення сили різання. Так, при токарній обробці ароматичного поліаміду при збільшенні глибини різання з 0,5 до 2 мм сила різання збільшується з 11 до 23 Н, а для фенопласту – з 17 до 35 Н. Це пояснюється більшим опором різанню при знятті більш глибокого шару матеріалу. Причому слід відзначити, що матеріал на основі фенолону краще підлягає обробці, ніж фенопласт внаслідок менших сил різання, які виникають при механічній обробці матеріалу.

Проведено дослідження для встановлення впливу подавання різця на силу різання при точінні ароматичного поліаміду та фенопласту. Отримані результати представлено на рис. 3.26.

Отримані графіки залежностей сил різання при токарній обробці деталей з ароматичного поліаміду фенілону С-1 та фенопласту на основі ДФСФО від подавання мають подібний характер. З підвищенням подавання збільшується сила різання для всіх досліджених матеріалів.

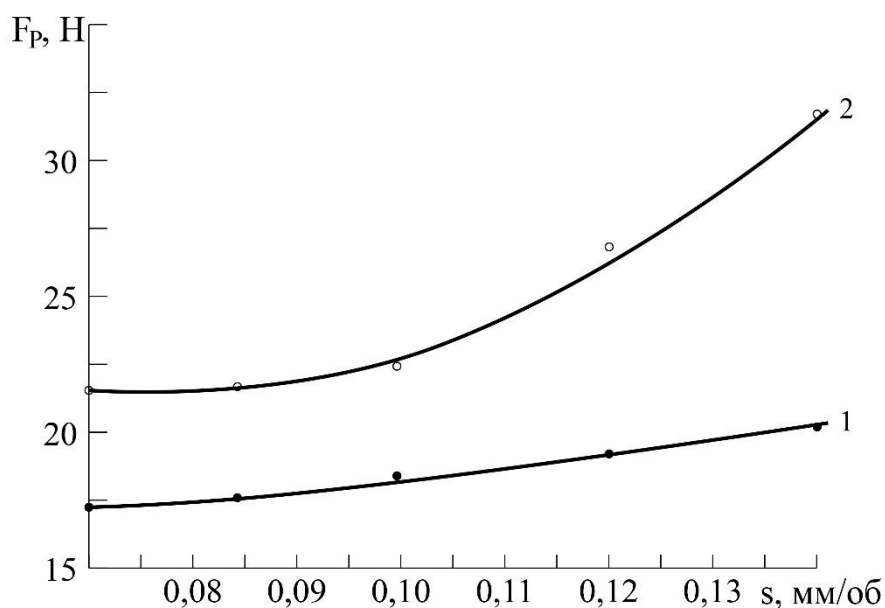


Рис. 3.26 – Залежність сили різання F_p при токарній обробці деталі з ароматичного поліаміду фенілону С-1 (1) ($V_p = 1,5$ м/с, $t = 1$ мм) та фенопласту на основі ДФСФО (2) ($V_p = 3$ м/с, $t = 1$ мм) від подавання s

Так, для ароматичного поліаміду зі збільшенням подавання з 0,07 до 0,14 мм/об збільшується сила різання з 17,4 до 20,2 Н, а для фенопласту з 22 до 32 Н. Причому слід відзначити, що для ароматичного поліаміду спостерігається приблизно рівномірне збільшення сили різання протягом дослідженого інтервалу подавання, а для фенопласту спостерігається різке збільшення сил різання при подаванні понад 0,10 мм/об. Це пояснюється тим, що фенопласт є більш крихким матеріалом, ніж ароматичний поліамід і зі збільшенням подавання швидко руйнується за рахунок сколів, які негативно впливають на процес різання.

У результаті проведення досліджень встановлено, що оптимальним інтервалом швидкостей різання при токарній обробці ароматичного поліаміду фенілону С-1 та фенопласту на основі ДФСФО є 1 до 2,5 м/с та 2,5 до 4 м/с відповідно. При даних значеннях швидкостей різання досліджуваних матеріалів сили різання мають мінімальні значення, а відповідно до цього і досягаються найкращі умови при механічній обробці. Установлено, що при обробці ароматичного поліаміду та фенопласту при оптимальних швидкостях різання вдається досягти шорсткості $Ra = 1,9$ мкм для ароматичного поліаміду та $Ra = 8,8$ мкм для фенопласту. Ці параметри відповідають досить високій чистоті обробки поверхні.

Досліджено вплив глибини різання на силу різання ароматичного поліаміду і фенопласту. Установлено, що з підвищенням цього параметра сила різання підвищується лінійно. Причому в зоні точіння не спостерігається аварійного підвищення сили різання. Відповідно до цього глибину різання для досліджених матеріалів можна вибирати з інтервалу від 0,5 до 2 мм, зберігаючи при цьому нормальний характер різання.

Досліджено вплив подавання на силу різання ароматичного поліаміду і фенопласту. Установлено, що з підвищенням цього параметра сила різання збільшується. Причому для ароматичного поліаміду це збільшення у дослідженому інтервалі від 0,07 до 0,14 мм/об не є значною, а для фенопласту, починаючи з 0,10 мм/об, сила збільшується у 1,5–2 рази. Тобто оптимальним подаванням при різанні фенілону С-1 є значення з інтервалу 0,07–0,14 мм/об, а для фенопласту – з 0,07–0,10 мм/об.

3.3 Вплив складів та технології отримання термостійких ПКМ на експлуатаційні властивості виробів з них

3.3.1 Вплив складів та технології отримання ПКМ на теплофізичні властивості виробів з них

Хімічне машинобудування практично неможливе без прогресу в галузі розробки якісно нових матеріалів конструкційного призначення. Одними із таких матеріалів є полімери, які, завдяки невеликій питомій вазі, високому рівню хімічної стійкості та невисокій собівартості виготовлення деталей перспективно використовувати у промисловості [53–56].

Основним недоліком таких матеріалів, який обмежує їх широке використання у промисловості, є відносно невисокий рівень їх теплофізичних властивостей, обумовлений природою та структурою полімерних матеріалів. Одним із варіантів подолання цього недоліку є вибір в якості полімерної основи матеріалів з високим рівнем термостійкості та наповнення їх матеріалами, здатними покращити рівень теплофізичних властивостей полімерної матриці [57, 58] та виступати в ролі матеріалів для направленою регулювання рівня властивостей отриманих ПКМ. До найбільш термостійких полімерів належать ароматичні поліаміди, фторполімери та фенольні смоли. Тому їх і було обрано в якості полімерних матриць для створення термостійких ПКМ. Дані матеріали було наповнено силікагелем, який, завдяки своїй розвиненій поверхні та активним силанольним групам на ній, здатний до фізичної та хімічної взаємодії з молекулами вибраних полімерів [59].

Однією з основних теплофізичних характеристик ПКМ є їх термічна стабільність, яка визначається, як температура, при якій полімери не розм'якшуються і вироби з них не втрачають свою геометричну форму та механічну міцність при дії визначеного навантаження (теплостійкість), і при якій у полімері не відбувається хімічна зміна структури протягом деякого часу у визначеному навколишньому середовищі, яка впливає на його властивості (стійкість до дії температури) [39]. Вибір цих температур при визначенні термічної стійкості полімерів та ПКМ на їх основі обумовлений умовами використання деталей з них.

Знаходження першої температури (теплостійкості) полягає у визначенні температури розм'якшення за методом Віка [60, 61]). Для знаходження другої температури (стійкості до дії температури) необхідно проводити термогравіметричний аналіз досліджених матеріалів [61].

Результати визначення температури розм'якшення за методом Віка від умісту силікагелю у ПКМ на основі термостійких полімерів, отриманих за стандартною технологією та за допомогою суміщення (*in situ*), подано на рис. 3.27–3.28.

Відповідно до проведених досліджень встановлено, що характер залежностей температури розм'якшення за методом Віка від умісту силікагелю у ПКМ на основі фенілону С-1, отриманих за стандартною технологією та за допомогою суміщення (*in situ*), подібний. Так, зі збільшенням умісту силіка-

гелю у ПКМ температура розм'якшення за Віка збільшується. Причому більш інтенсивне збільшення цього параметра спостерігається у матеріалах, отриманих за допомогою (in-situ) суміщення, порівняно з ПКМ, отриманими за стандартною технологією. Так, температури розм'якшення за методом Віка для матеріалів, отриманих за стандартною технологією, збільшується з 272 (для вихідного полімеру) до 310°C (для ПКМ з 70 % умістом наповнювача), а для матеріалів, отриманих за допомогою (in-situ) суміщення, – з 272 (для вихідного полімеру) до температур понад 380°C (для ПКМ з 70 % умістом наповнювача). Отримати більш точне значення цих температур не вдалося внаслідок обмежень, накладених дослідницькою апаратурою.

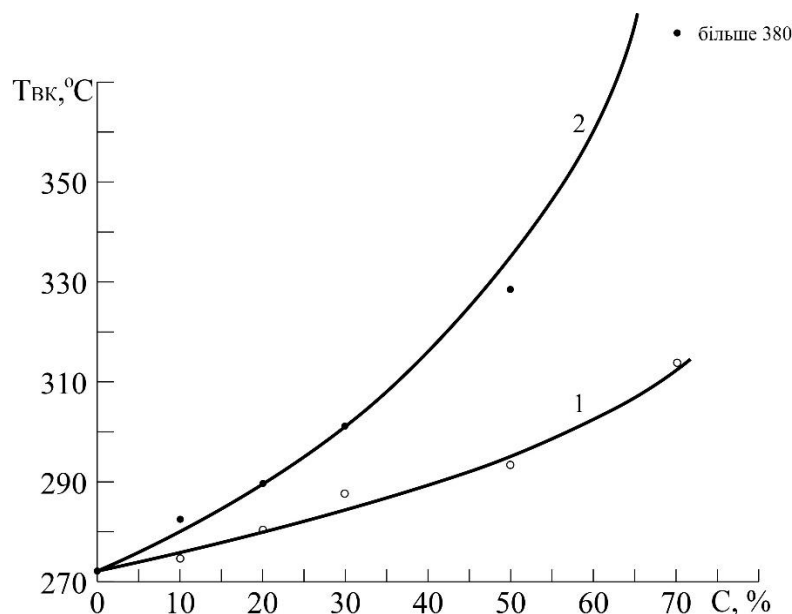


Рис. 3.27 – Залежність температури розм'якшення за методом Віка $T_{вк}$ від вмісту силікагелю у ПКМ на основі фенілону С-1, отриманих за стандартною технологією (1) та з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (2)

При проведенні досліджень впливу вмісту силікагелю у ПКМ на основі фторопласту-4 та технології їх отримання на температуру розм'якшення за методом Віка встановлено, що отримані залежності мають подібний характер. Збільшення вмісту силікагелю у ПКМ призводить до зміщення температур розм'якшення за Віка в бік більших значень. Причому більш інтенсивне

збільшення цього параметра спостерігається в матеріалах, отриманих за допомогою суміщення (*in situ*), порівняно з ПКМ, отриманими за стандартною технологією. Так, температури розм'якшення за методом Віка для матеріалів, отриманих за стандартною технологією та за допомогою (*in-situ*) суміщення, збільшується з 164 (для вихідного полімеру) до температур понад 380°C (для ПКМ з 70 % умістом наповнювача).

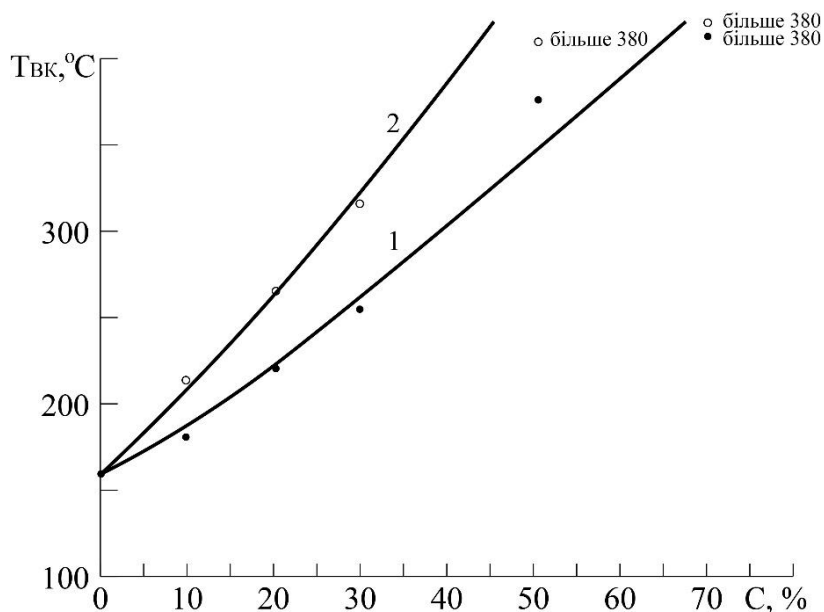


Рис. 3.28 – Залежність температури розм'якшення за методом Віка ТВК від умісту силікагелю у ПКМ на основі фторопласту-4, отриманих за стандартною технологією (1) та з використанням суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій (2)

Збільшення температури розм'якшення за методом Віка обумовлено фізичною та хімічною взаємодією молекул досліджених полімерів з активною поверхнею наповнювача, внаслідок якої обмежується рухомість макромолекул фенілону С-1 та фторопласту-4 при дії на них температури, що і сприяє збільшенню значень теплостійкості [39]. Загальне підвищення цього параметра розширює температурний інтервал експлуатації розроблених ПКМ на основі фенілону С-1 на 5–120°C та фторопласту-4 на 20–230°C залежно від умісту наповнювача та технології отримання ПКМ.

Причому слід відзначити, що матеріали, отримані за допомогою суміщення (*in situ*), мають на 10–30 % вищі значення температури розм'якшення за методом Віка, що обумовлено кращою взаємодією полімерів з наповнювачем на границі розділу фаз у даних матеріалах порівняно з стандартно отриманими.

Для визначення температур, при яких у матеріалах не відбуваються суттєві хімічні перетворення впродовж визначеного часу, що впливають на рівень їх властивостей, було проведено термогравіметричні дослідження вихідних полімерів та ПКМ на їх основі [62]. Результати подано на рис. 3.29–3.31.

Термогравіметричні криві фенілону та ПКМ на його основі (рис. 3.29), отриманих різними технологіями, мають подібний характер. Так, суттєва втрата ваги цих матеріалів починається з температури 55–60°C і триває до температур 150–200°C залежно від умісту силікагелю та технології отримання ПКМ. Зважаючи на те, що ароматичні поліаміди є полярними матеріалами, які насичуються великою кількістю вологи, ця втрата ваги пов'язана з її випаровуванням. Причому вільна волога випаровується при температурах від 55 до 120°C, а зв'язана від 120 до 200°C.

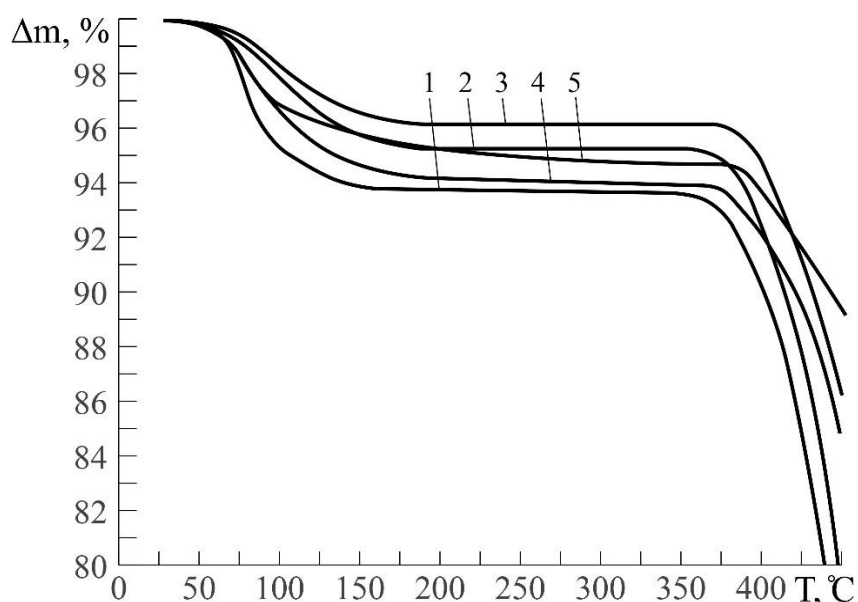


Рис. 3.29 – Термогравіметричні криві вихідного фенілону С-1 (1) та ПКМ 90 % фенілон С-1 + 10 % силікагель (2, 4) та 70 % фенілон С-1 + 30 % силікагель (3, 5), отриманих за стандартною технологією (2, 3) та з використанням суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій (4, 5)

При подальшому підвищенні температури з 200 до 350°C втрата ваги досліджуваними матеріалами не спостерігається. Починаючи з температури 350°C, для всіх досліджених матеріалів спостерігається різка втрата ваги, яка ймовірно пов'язана з процесами розпаду поліаміду за реакціями гідролізу, амінолізу та конденсації [45]. Слід відзначити, що введення силікагелю до складу фенілону С-1 призводить до зміщення цієї температури у бік вищих температур. Так, температура початку активної деструкції ПКМ на основі фенілону на 5–15°C (для ПКМ з 10 % наповненням) і на 20–30°C (для ПКМ з 30 % наповненням) вища, ніж у вихідного фенілону С-1. Слід зазначити, що матеріали, отримані за допомогою (in-situ) суміщення, мають на 7–15°C більші значення температури початку активної деструкції, ніж ПКМ, отримані за стандартною технологією.

Термогравіметричні криві фторопласту-4 та ПКМ на його основі, отриманих різними технологіями, мають деякі відмінності (рис. 3.30).

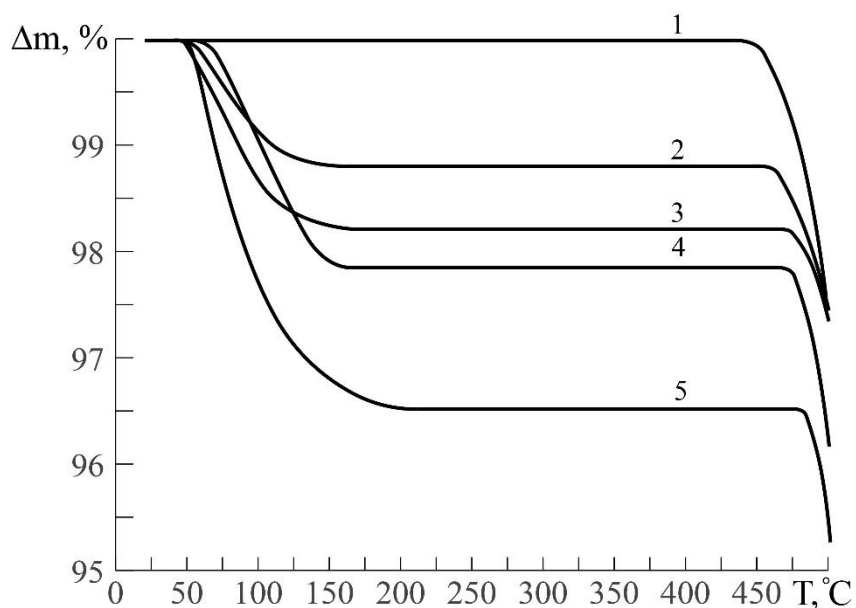


Рис. 3.30 – Термогравіметричні криві вихідного фторопласту-4 (1) та ПКМ 90 % фторопласт-4 + 10 % силікагель (2, 4) та 80 % фторопласт-4 + 20 % силікагель (3, 5), отримані за стандартною технологією (2, 3) та з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (4, 5)

А саме в області температур від 55 до 200°C у вихідного фторопласту-4 не спостерігається втрата ваги, на відміну від ПКМ на його основі. Це пояснюється тим, що фторопласт-4 є гідрофобним матеріалом, який не має у своєму складі вільної та зв'язаної вологи чи її кількість є незначною [63].

Полімерні композиційні матеріали на основі фторопласту-4 мають у своєму складі силікагель, поверхня якого насичена зв'язаною та вільною вологою, тому в цих матеріалів спостерігається зменшення ваги при температурах з 55 до 200°C. При подальшому підвищенні температур до 430°C характеризується незмінною вагою досліджуваних матеріалів. І вже починаючи з температури 430°C, для фторопласту-4 і 450°C для ПКМ на його основі спостерігається різка втрата ваги, пов'язана із деполімеризацією макромолекули фторопласту-4 з виділенням тетрафторетилену [13]. Тобто за температуру початку активної деструкції фторопласту-4 та ПКМ на його основі слід вважати саме ці температури. Слід звернути увагу, що при збільшенні вмісту силікагелю ця температура зміщується у сторону вищих температур.

Так, для матеріалів з 10 та 20 % наповненням силікагелем температури активної деструкції знаходяться в інтервалах від 450 до 465°C і від 465 до 477°C відповідно залежно від способу отримання ПКМ, що на 20–50°C вище, ніж для вихідного фторопласту-4. Слід зазначити, що матеріали, отримані за допомогою суміщення (*in situ*), мають на 10–15°C вищі значення температури початку активної деструкції, ніж ПКМ, отримані за стандартною технологією.

Результати термогравіметричних досліджень ДФСФО та ПКМ на його основі, отримані за стандартною технологією і за допомогою суміщення (*in situ*), унаочнено на рис. 3.31.

Характер цих кривих для вихідного полімеру та ПКМ на його основі є подібним. Так, у початковий період від 60 до 225°C інтенсивна втрата ваги ДФСФО та ПКМ на його основі пов'язана із видаленням вільної та зв'язаної вологи, а також летких компонентів (формальдегід тощо), які не вступили в реакцію зшивання олігомерного продукту при його переробці у виробі.

При температурах, починаючи з 320°C, спостерігається інтенсивна втрата ваги досліджених матеріалів, пов'язана із руйнуванням дифенілолсульфонових фрагментів фенольної матриці [64].

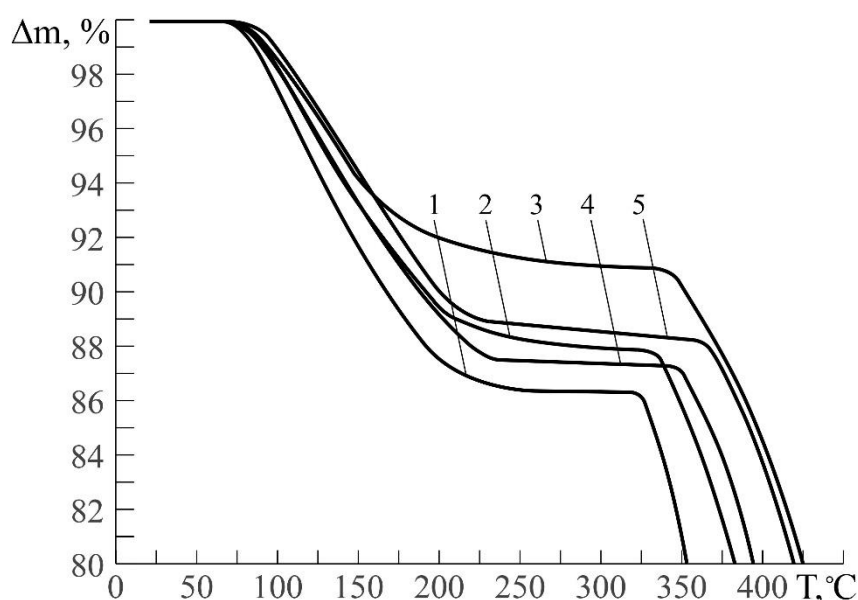


Рис. 3.31 – Термогравіметричні криві вихідного ДФСФО (1) та ПКМ 50 % ДФСФО + 50 % силікагель (2, 4) та 25 % ДФСФО + 75 % силікагель (3, 5), отриманих за стандартною технологією (2, 3) та з використанням суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій (4, 5)

Слід відзначити, що зі збільшенням концентрації силікагелю в ДФСФО температура початку активної деструкції зміщується в область вищих температур. Так, для матеріалу 50 % ДФСФО + 50 % силікагель ця температура лежить в інтервалі від 325–340°C, а для матеріалу 25 % ДФСФО + 75 % силікагель – від 335 до 360°C залежно від способу отримання ПКМ. Слід зазначити, що матеріали, отримані за допомогою суміщення (*in situ*) мають на 25–35°C вищі значення температури початку активної деструкції, ніж ПКМ, отримані за стандартною технологією.

Підвищення температури початку активної деструкції ПКМ на основі фенілону С-1, фторопласту-4 та ДФСФО, наповнених силікагелем, порівняно із вихідними полімерними матрицями пояснюється хімічною (за рахунок створення водневих зв'язків) та фізичною (за рахунок адсорбції) взаємодією макромолекул полімерів із активною поверхнею силікагелю, яка має велику кількість пор, мікропор та субмікропор, покриті активними «силанольними» групами [65,66].

Також це підвищення розширяє інтервал температур експлуатації розроблених ПКМ на 20–50°C залежно від складу матеріалу та технології його отримання.

Однією із основних теплофізичних властивостей деталей із розроблених ПКМ є їх теплове розширення, яке полягає у зміні розмірів та форми деталей під дією температури і визначається за значенням коефіцієнта термічного лінійного розширення [67]. Для більшості полімерів значення теплового розширення в десятки разів перевищують аналогічні для металів та їх сплавів. І при роботі у парі з металами при підвищених значеннях температури це може сприяти виникненню великих навантажень, які можуть призвести до виходу вузлів із ладу. Тому визначення теплового розширення деталей з розроблених ПКМ та дослідження впливу силікагелю на його значення є актуальним завданням.

На рис. 3.32 подано залежності коефіцієнта термічного лінійного розширення (КТЛР) від умісту силікагелю у ПКМ на основі фенілону С-1, отриманих за стандартною технологією та за допомогою суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій. КТЛР для матеріалів на основі фенілону С-1 визначено при 200°C.

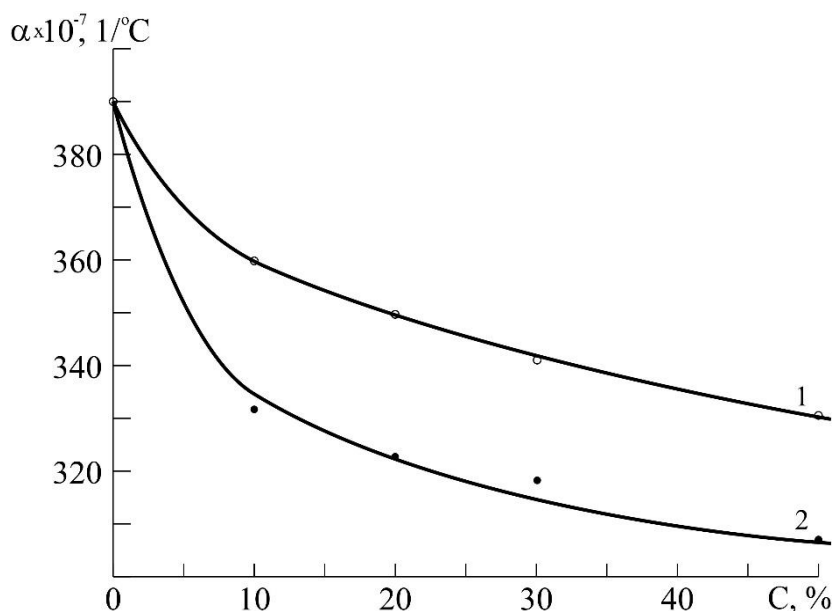


Рис. 3.32 – Залежності коефіцієнта термічного лінійного розширення α від умісту силікагелю у ПКМ на основі фенілону С-1, отриманих за стандартною технологією (1) та з використанням суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій (2)

Отримані залежності КТЛР ПКМ на основі фенілону С-1 залежно від умісту силікагелю та технології їх отримання мають подібний характер. Так, зі збільшенням умісту наповнювача в полімерній матриці спостерігається зменшення лінійного розширення отриманих ПКМ. Для вихідного фенілону С-1 КТЛР дорівнює $390 \times 10^{-7} 1/^\circ\text{C}$, для ПКМ, залежно від технології їх отримання, з 10 % силікагелю – $330 \div 360 \times 10^{-7} 1/^\circ\text{C}$, а вже для матеріалів з 30 % наповнювача – $320 \div 340 \times 10^{-7} 1/^\circ\text{C}$.

Причому слід відзначити, що матеріали, отримані за допомогою (in-situ) суміщення, мають на 9–11 % кращі значення КТЛР, що обумовлено кращою взаємодією полімерів з наповнювачем на границі розділу фаз у даних матеріалах порівняно з стандартно отриманими.

Залежності КТЛР від умісту силікагелю у ПКМ на основі фторопласту-4, отриманих за стандартною технологією та за допомогою (in situ) суміщення подано на рис. 3.33. Ці залежності отримано за значеннями КТЛР, який установлено при температурі 120°C .

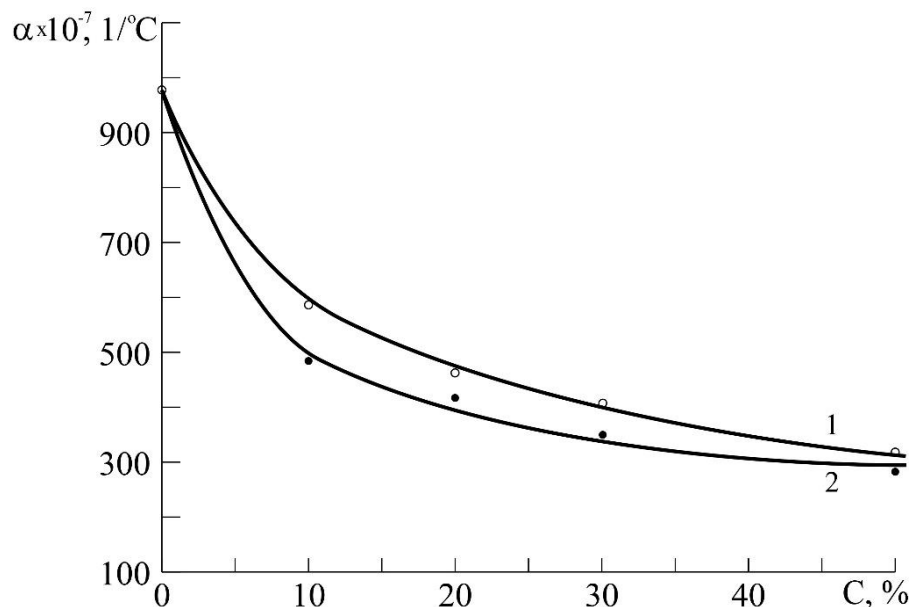


Рис 3.33 – Залежності коефіцієнта термічного лінійного розширення (α) від умісту силікагелю у ПКМ на основі фторопласту-4, отримані за стандартною технологією (1) та з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (2)

Отримані залежності КТЛР від умісту силікагелю у ПКМ та способу їх отримання мають подібний характер. Зі збільшенням неорганічного наповнювача в полімері зменшується значення КТЛР. Причому це зменшення досить суттєве порівняно з вихідним полімером. Так, для фторопласту-4 значення КТЛР дорівнює $980 \times 10^{-7} 1/^\circ\text{C}$, а для матеріалів на його основі залежно від умісту наповнювача в ПКМ та способу їх отримання – від 300 до $600 \times 10^{-7} 1/^\circ\text{C}$, що на 40–70 % менше, ніж у вихідного полімеру.

Відповідно до проведених досліджень також встановлено, що технологія отримання ПКМ впливає на значення КТЛР. Так, матеріали, отримані за допомогою суміщення (*in situ*), мають на 10–20 % менші значення КТЛР порівняно із ПКМ, отриманими за стандартною технологією.

Значення КТЛР дляДФСФО та ПКМ на його основі подано на рис. 3.34. Значення КТЛР для матеріалів на основі ДФСФО визначено при температурі 200°C .

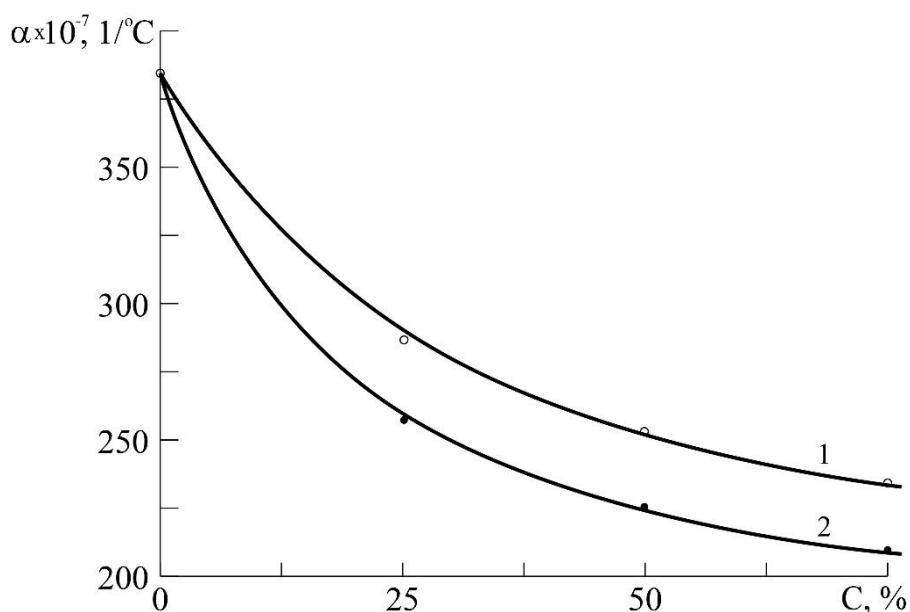


Рис. 3.34 – Залежності коефіцієнта термічного лінійного розширення (α) від умісту силікагелю у ПКМ на основі ДФСФО, отриманих за стандартною технологією (1) та з використанням суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій (2)

Залежності КТЛР ПКМ, отриманих за стандартною технологією та за допомогою суміщення (in situ), від умісту силікагелю мають подібний характер. Зі збільшенням умісту силікагелю в полімері з 0 до 75 % спостерігається зменшення значень КТЛР. так, для вихідногоДФСФО КТЛР дорівнює $380 \times 10^{-7} 1/^{\circ}\text{C}$, для матеріалу з умістом наповнювача 25 % - $260 \div 280 \times 10^{-7} 1/^{\circ}\text{C}$ і при вмісті наповнювача 75 % - $210 \div 240 \times 10^{-7} 1/^{\circ}\text{C}$. Слід відзначити, що за своїми значеннями КТЛР ПКМ, отримані за допомогою суміщення (in situ), перевищують аналогічні, отримані за стандартною технологією.

Зменшення КТЛР ПКМ на основі фенілону С-1, фторопласту-4 таДФСФО при наповненні силікагелем порівняно із вихідними полімерними матрицями пояснюється меншим термічним розширенням ПКМ за рахунок зменшення рухомість макромолекул досліджених полімерних матриць при взаємодії із силікагелем. Для ПКМ зменшення термічного лінійного розширення сприяє покращенню міцнісних властивостей ПКМ при підвищених температурах за рахунок меншого порушення адгезійної взаємодії на границі розділу фаз полімер – наповнювач при дії температури [68].

Зменшення температурного розширення ПКМ дозволяє використовувати деталі з них у вузлах машин і механізмів, при взаємодії з матеріалами різної природи, зберігаючи при цьому високий рівень надійності та довговічності цих вузлів [69].

3.3.2 Вплив складів та технології отримання ПКМ на фізико-механічні властивості виробів з них

Деталі з розроблених нами ПКМ на основі термостійких полімерів та силікагелю можуть використовуватися в різних конструкційних вузлах машин і механізмів, на які, у більшості випадків, діють статичні та динамічні навантаження [70–72], що призводять до їх незворотної деформації з наступним руйнуванням. Уведення активного наповнювача силікагелю у склад термостійких матеріалів повинно підвищити рівень фізико-механічних властивостей отриманих ПКМ, що дозволить використовувати деталі з них у більш жорстких умовах роботи, зберігаючи при цьому високий рівень надійності та довговічності машин і механізмів.

Основними фізико-механічними властивостями є напруження на межі текучості при стисканні, модуль пружності та твердість [73]. Тому актуальним завданням є дослідження впливу вмісту силікагелю у ПКМ, отриманих за різними технологіями та їх рівень цих властивостей.

На рис. 3.35 унаочнено залежності напруження при межі текучості та модуля пружності при стисканні від умісту силікагелю у фенілоні С-1.

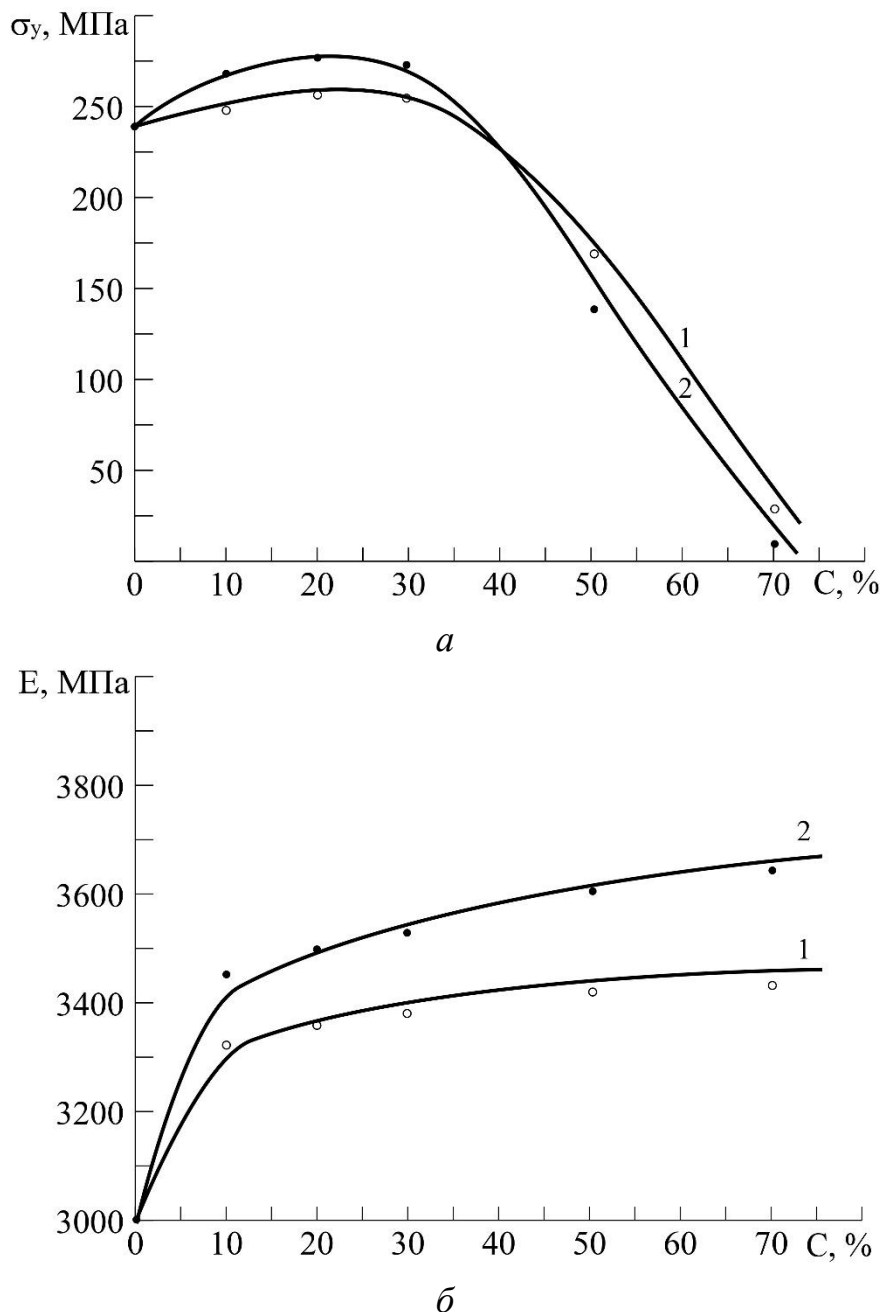


Рис. 3.35 – Залежності напруження при межі текучості σ_y (а) та модуля пружності E (б) при стисканні від умісту силікагелю С у фенілоні С-1 для ПКМ, отриманих за стандартною технологією (1) та з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (2)

Відповідно до проведених досліджень залежності напруження при межі текучості при стисканні від умісту силікагелю у фенілоні С-1 для ПКМ, отриманих за стандартною технологією та за допомогою суміщення (*in situ*), мають подібний характер. Причому в області наповнення ПКМ силікагелем 15–25 % для всіх досліджених матеріалів спостерігається екстремум властивостей. Так, напруження при межі текучості при стисканні при вмісті наповнювача від 0 до 20 % збільшується від 242 до 268–282 МПа для матеріалів, отриманих за різними технологіями. Подальше збільшення вмісту наповнювача призводить до зменшення цього параметра і при 70 % наповненні він складає 10–20 МПа. Слід відзначити, що матеріали, отримані за допомогою суміщення (*in situ*), мають на 10–15 МПа кращі значення напруження при межі текучості при стисканні, ніж отримані за стандартною технологією.

Залежності модуля пружності при стисканні від умісту силікагелю у фенілоні С-1 для ПКМ, отриманих за стандартною технологією та за допомогою суміщення (*in situ*), мають також подібний характер. Зі збільшенням концентрації наповнювача модуль пружності збільшується. Причому більш інтенсивне його збільшення спостерігається при збільшенні вмісту наповнювача з 0 до 10 % з 3000 до 3250–3450 МПа для матеріалів, отриманих за різними технологіями. При подальшому збільшенні вмісту наповнювача до 70 % модуль пружності збільшується до 3400–3620 МПа. Значення модуля пружності для матеріалів, отриманих за різними технологіями, відрізняються. Так, матеріали, отримані за допомогою (*in-situ*) суміщення, мають на 5–7 % більші значення цього параметра, ніж отримані за стандартною технологією.

На рис. 3.36 представлено залежності напруження при межі текучості та модуля пружності при стисканні від умісту силікагелю у фторопласті-4.

Відповідно до проведених досліджень установлено, що залежності напруження при межі текучості при стисканні від умісту силікагелю у фторопласті-4 для ПКМ, отриманих за стандартною технологією та за допомогою (*in-situ*) суміщення, мають подібний характер.

Так, зі збільшенням вмісту силікагелю у фторопласті збільшується значення напруження при межі текучості при стискання. Так, для вихідного фторопласту-4 цей параметр складає 12 МПа, а вже при 70 % наповненні – 40–60 МПа для матеріалів, отриманих за різними технологіями. Слід відзна-

чити, що значення межі текучості при стисканні для ПКМ, отриманих за допомогою суміщення (in situ), на 10–30 %, залежно від умісту наповнювача, кращі, ніж у матеріалів, отриманих за стандартною технологією.

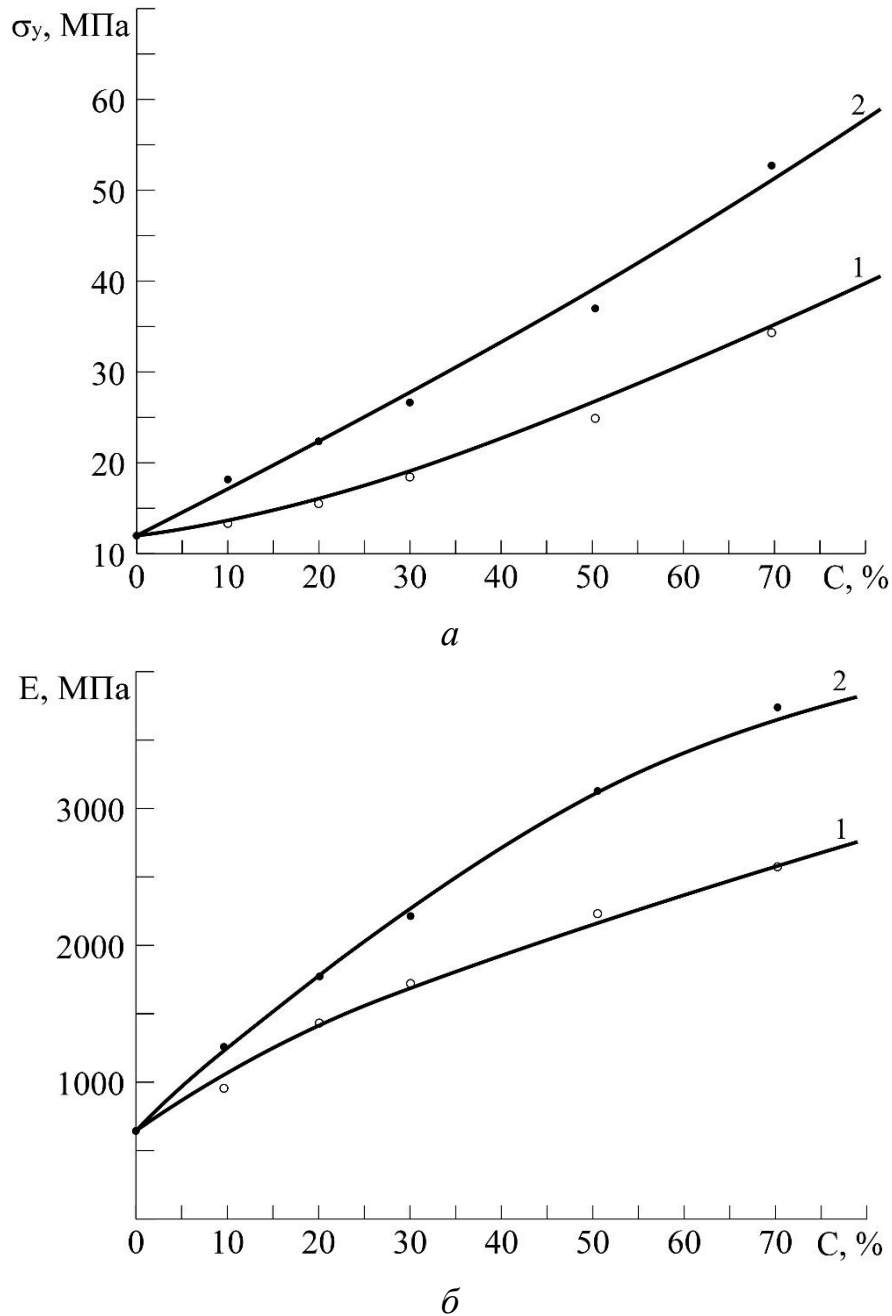


Рис. 3.36 – Залежності напруження при межі текучості σ_y (a) та модуля пружності E (б) при стисканні від умісту силікагелю C у фторопласті-4 для ПКМ, отриманих за стандартною технологією (1) та з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (2)

Залежності модуля пружності при стисканні від умісту силікагелю у фторопласті-4 для ПКМ, отриманих за стандартною технологією та за допомогою суміщення (in situ) мають подібний характер. Зі збільшенням вмісту наповнювача з 0 до 70 % модуль пружності збільшується з 610 до 2500–3500 МПа залежно від технології отримання ПКМ. Причому матеріали, отримані за допомогою суміщення (in situ) мають більші значення модуля пружності, ніж стандартно отримані ПКМ.

На рис. 3.37 представлено залежності напруження при межі текучості та модуля пружності при стисканні від умісту силікагелю у ДФСФО.

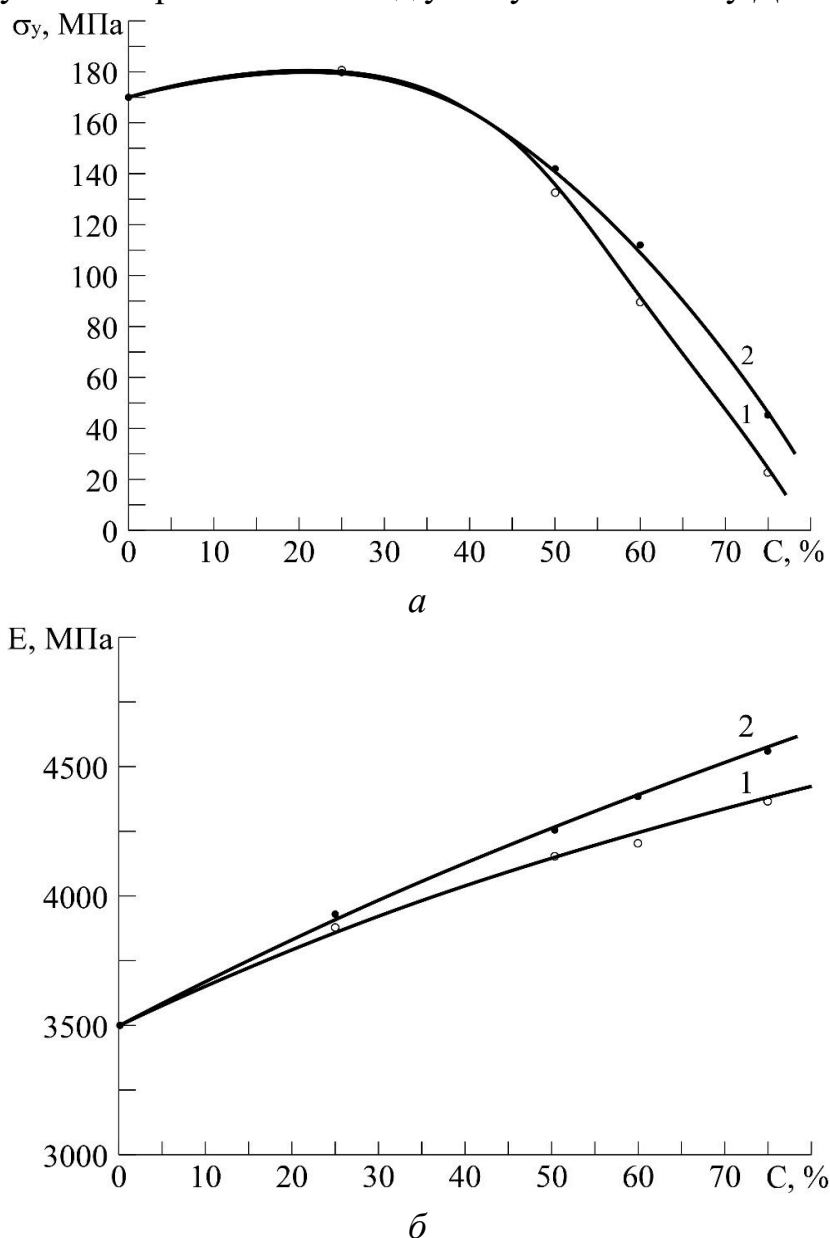


Рис. 3.37 – Залежності напруження при межі текучості σ_y (а) та модуля пружності E (б) при стисканні від умісту силікагелю C у ДФСФО для ПКМ, отриманих за стандартною технологією (1) та з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (2)

Залежності межі текучості при стисканні ПКМ на основі ДФСФО та силікагелю, отриманих за стандартною технологією та за допомогою (in-situ) суміщення, мають подібний характер з екстремумом в області наповнення 20–30 %. При цьому при збільшенні вмісту силікагелю в ДФСФО з 0 до 25 % спостерігається збільшення цього параметра з 170 до 181 МПа. При подальшому збільшенні вмісту наповнювача до 75 % спостерігається поступове зменшення межі текучості при стисканні досліджуваних матеріалів до 25–45 МПа залежно від технології отримання ПКМ. Значення цього параметра для матеріалів, отриманих за допомогою суміщення (in situ), при наповненні від 0 до 45 % дорівнюють стандартно отриманим матеріалам. Починаючи з 45 %, спостерігається різниця в цих значеннях, яка складає від 7 до 50 % залежно від вмісту наповнювача. Так, при максимальному наповненні 75 % напруження при межі текучості при стисканні для матеріалів, отриманих за допомогою (in-situ) суміщення, дорівнює 45 МПа, а для матеріалів, отриманих за стандартною технологією 22 МПа.

Залежності модуля пружності при стисканні досліджуваних матеріалів на основі ДФСФО та силікагелю, отриманих за стандартною технологією та за допомогою (in-situ) суміщення, мають подібний характер. Так, зі збільшенням вмісту наповнювача у полімері спостерігається збільшення цього параметра. Так, у вихідної фенольної смоли модуль пружності при стисканні дорівнює 3500 МПа, а при максимальному 75 % наповненні він дорівнює 4600 МПа для матеріалів, отриманих за допомогою суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій. Для цих матеріалів він на 150–250 МПа має більші значення, ніж для ПКМ, отриманих за стандартною технологією.

Збільшення напруження при межі текучості та модуля пружності при стисканні ПКМ на основі фенілону С-1, фторопласту-4 та ДФСФО, наповнені силікагелем, порівняно із вихідними полімерними матрицями пояснюється підсилювальною дією наповнювача на полімер, яка полягає в їх фізичній та хімічній взаємодії. Фізична взаємодія пов'язана із адсорбцією молекул полімерів на поверхні силікагелю. При цьому створюються високоорієнтовані адсорбційні шари, які сприяють покращенню механічної міцності розроблених матеріалів. Хімічна взаємодія пов'язана із створенням водневих зв'язків між

атомами молекул полімерів та активними силанольними групами на поверхні силікагелю [74].

Результати досліджень твердості матеріалів на основі фенілону С-1, фторопласту-4 та ДФСФО подано в табл. 3.4.

Таблиця 3.4 – Твердість ПКМ на основі термостійких полімерів, отриманих за стандартною технологією та за допомогою суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій

Матеріал	Уміст силікагелю	Твердість НВ, (МПа) матеріалів, отриманих за	
		Стандартною технологією	суміщення in situ
Фенілон С-1 + силікагель	0	203	
	10	235	247
	20	202	230
	30	180	202
	50	150	155
Фторопласт-4 + силікагель	0	42	
	10	48	50
	20	54	56
	30	58	60
	50	65	67
ДФСФО + силікагель	0	140	
	25	191	198
	50	192	250
	75	80	301

Відповідно до цих результатів встановлено, що значення твердості збільшуються з уведенням силікагелю в усі полімерні матриці. Так, для ПКМ на основі фенілону С-1 це збільшення складає 15–20 %, на основі фторопласту-4 – 35–37 %, на основі ДФСФО – 39–50 % залежно від технології отримання ПКМ порівняно з ненаповненими полімерами. Причому для ПКМ на основі фенілону С-1 найбільші значення твердості мають матеріали, наповнені 10 % силіка-

гелю, для ПКМ на основі фторопласту – 50 %, для матеріалів на основі ДФСФО – 50 % (ПКМ отримані за стандартною технологією) та – 75 % (для ПКМ, отримані за допомогою (in situ) суміщення). Слід відзначити, що значення твердості для всіх досліджених матеріалів, отриманих за допомогою (in-situ) суміщення, мають більші значення, ніж стандартно отримані матеріали.

Твердість розроблених ПКМ зростає порівняно із вихідними полімерами за рахунок того, що до складу полімеру вводиться наповнювач з високим значенням твердості, який взаємодіє з молекулами полімеру, підсилюючи при цьому отримані ПКМ.

3.4 Трибологічні властивості виробів з термостійких ПКМ

Споживча спроможність сучасного суспільства підвищується із року в рік. Для її задоволення підприємства всіх галузей промисловості використовують машини і механізми з високим рівнем продуктивності, які, у більшості випадків, є досить енергоємними (відомо, що енергія, яка споживається обладнанням на 70–80 % витрачається на компенсацію втрат на тертя у вузлах машин і механізмів) [75]. Підвищення продуктивності машин і механізмів досить часто відбувається за рахунок інтенсифікації роботи їх основних вузлів, що у свою чергу призводить до зменшення їх надійності.

Тому зменшення втрат на тертя у вузлах машин і механізмів та підвищення рівня їх надійності є важливими і актуальними завданнями.

Є два основних шляхи їх вирішення:

– розробка та впровадження нових конструкцій вузлів тертя машин і механізмів;

– створення нових матеріалів з високим рівнем трибологічних властивостей для вузлів тертя.

Розробка та впровадження нових конструкцій вузлів тертя машин і механізмів є досить складним з технічної та матеріальної точки зору завданням. У більшості випадків це призводить до значної зміни конструкції наявного обладнання та підвищення його собівартості. Тому такий варіант не завжди є доцільним.

Створення нових матеріалів для вузлів тертя машин і механізмів не потребує значних капіталовкладень, пов'язаних зі зміною їхніх конструкцій, і в деяких випадках дозволяє не тільки зменшити опір при терті, підвищити надійність машин і механізмів, але й покращити їхні експлуатаційні характеристики. Це відбувається за рахунок спроможності роботи таких матеріалів при високому рівні навантажень, температур та швидкостей ковзання, в агресивних, абразивних середовищах та в режимах тертя без змащування і з граничним змащуванням.

Одним із найбільш перспективних матеріалів, спроможних зменшити тертя та підвищити рівень надійності вузлів машин і механізмів, є полімери та ПКМ на їх основі [76–80]. Порівняно із традиційними матеріалами, що використовуються у вузлах тертя (металами та їх сплавами) вони мають меншу вагу, більш технологічні при переробці у виробі (відповідно мають меншу вартість), можуть працювати при дії агресивних та абразивних середовищ при терті без змащування і в режимах із граничним змащуванням.

До полімерів, які мають найкращий рівень трибологічних властивостей належать ароматичні поліаміди, фторполімери та ПКМ на їх основі. Для покращення трибологічних властивостей ароматичні поліаміди і фторполімери наповнюють шаруватими матеріалами (графіт, дисульфід молібдену, нітрид бору тощо), органічними та неорганічними волокнами, дисперсними металами тощо [81–85]. Однак ці композити мають низку недоліків: достатньо високий рівень собівартості та невисокий рівень фізико-механічних і теплофізичних властивостей. Тому актуальним завданням є розробка ПКМ на основі ароматичних поліамідів і фторполімерів без цих недоліків та можуть бути використані у вузлах тертя машин і механізмів, які працюють при високому рівні навантажень і температур.

З метою створення термостійких полімерних композиційних матеріалів з високим рівнем трибологічних властивостей було отримано матеріали на основі ароматичного поліаміду фенілону С-1 та фторопласту-4, наповнених дисперсним силікагелем та отриманих за стандартною технологією та з використанням суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій. Унаслідок того, що ці матеріали розробляються для вузлів тертя машин і механізмів необхідно провести дослідження впливу складів та технології отримання

мання ПКМ на їхні трибологічні властивості при фрикційній взаємодії зі сталлю. Відповідно до попередніх досліджень [86, 87] уміст наповнювача у ПКМ варіювався в інтервалі від 0 до 30 %. До основних трибологічних властивостей досліджених пар тертя слід віднести коефіцієнт тертя, температуру на поверхні тертя та інтенсивність лінійного зношування матеріалів пари тертя [88].

Трибологічні дослідження розроблених ПКМ проведено з урахуванням режимів їх притирання, отримуючи трибологічні характеристики пар тертя при нормальному режимі роботи.

На рис. 3.38 подано результати досліджень зміни коефіцієнта тертя та температури на поверхні тертя при фрикційній взаємодії матеріалів на основі фенілону С-1 та фторопласту-4 зі сталлю від умісту силікагелю у ПКМ, отриманих за стандартною технологією та з використанням суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій.

Відповідно до проведених досліджень встановлено, що залежності коефіцієнта тертя та температури на поверхні тертя у парах тертя ПКМ – сталь від умісту силікагелю у полімерній матриці мають подібний характер для матеріалів на основі фенілону С-1 та фторопласту-4.

Причому слід відзначити, що дані залежності для матеріалів, отриманих за різними технологіями (стандартна та з використанням суміщення (*in situ*)) також мають подібний характер. На всіх отриманих залежностях спостерігається екстремум при вмісті наповнювача у полімері в області 9–11 %.

У досліджених матеріалах, отриманих за стандартною технологією при вмісті наповнювача від 0 до 10 % спостерігається зменшення значень коефіцієнта тертя для матеріалів на основі фенілону С-1 з 0,43 до 0,29, для матеріалів на основі фторопласту-4 з 0,3 до 0,25. А вже зі збільшенням наповнювача вмісту наповнювача з 10 до 30 % спостерігається його повільне збільшення для матеріалів на основі фенілону С-1 з 0,29 до 0,34, для матеріалів на основі фторопласту-4 з 0,25 до 0,29. Значення температури на поверхні тертя корелює із значеннями коефіцієнта тертя внаслідок того, що збільшення температури викликано саме фрикційним розігрівом вузла тертя, який виникає при вивільненні енергії при терті досліджених матеріалів. Так, при вмісті наповнювача до 10 % спостерігається зменшення температури на поверхні тер-

тя з 110 до 86 для ПКМ на основі фенілолу С-1 та з 60 до 53 для ПКМ на основі фторопласту-4.

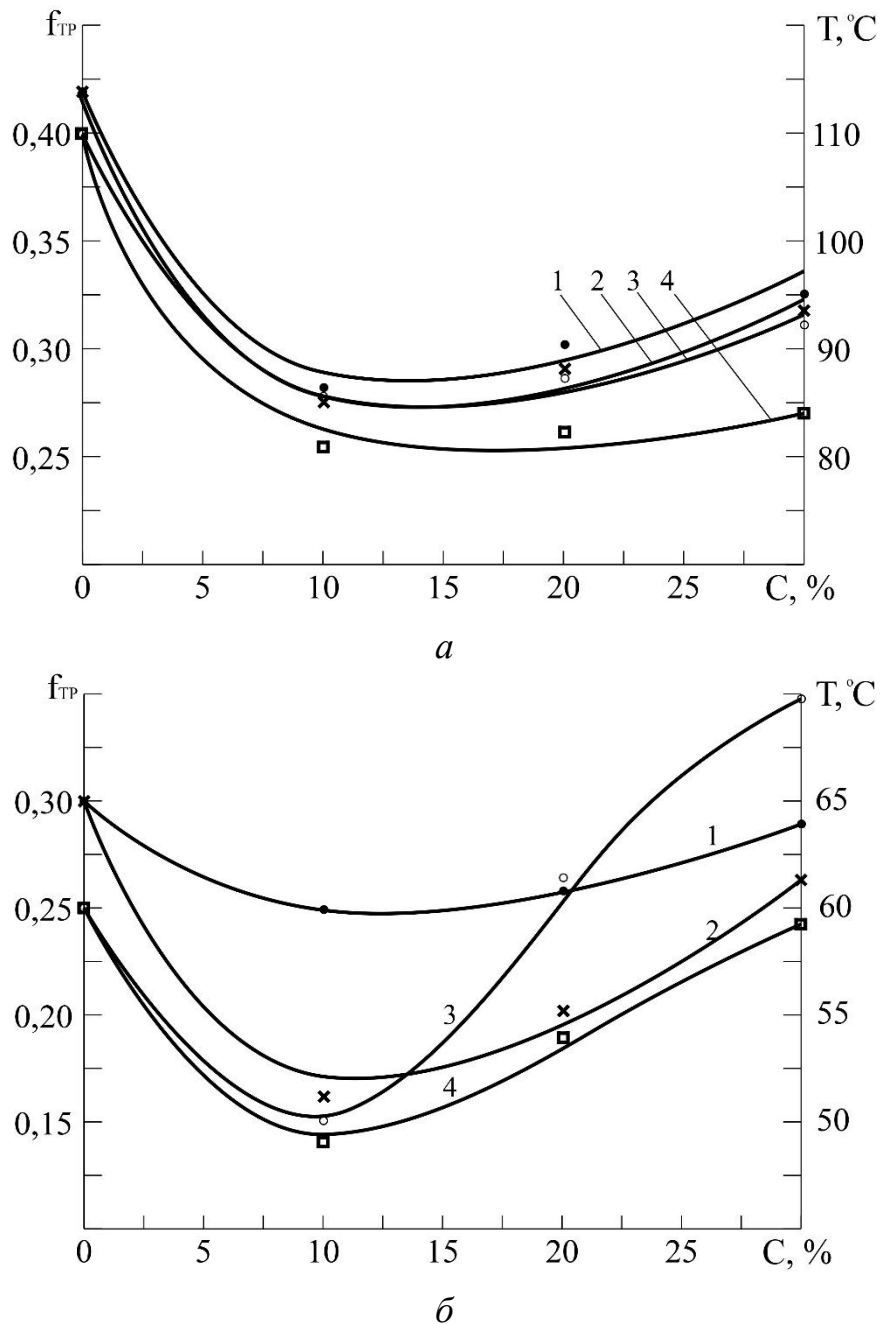


Рис. 3.38 – Залежності зміни коефіцієнта тертя $f_{тр}$ (1,2) та температури на поверхні тертя T (3,4) при фрикційній взаємодії матеріалів на основі фенілолу С-1 (а) та фторопласту-4 (б) зі сталлю від умісту C силікагелю у ПКМ, отриманих за стандартною технологією (1,3) та з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (2,4)

У матеріалів, отриманих за допомогою суміщення (*in situ*), при вмісті наповнювача від 0 до 10 % спостерігається зменшення коефіцієнта тертя для ПКМ, а основі фенілону С-1 з 0,43 до 0,27, для матеріалів на основі фторопласту 4 з 0,3 до 0,17. Подальше збільшення коефіцієнта тертя для фенілону С-1 та фторопласту-4 до 0,33 та 0,25 відповідно, спостерігається при збільшенні вмісту наповнювача у полімерах до 30 %. Мінімальні значення температури на поверхні тертя спостерігаються при вмісті наповнювача 9–11 % і складають для ПКМ на основі фенілону С-1 82°C, для ПКМ на основі фторопласту-4 48°C, що пояснюється мінімальними значеннями сил тертя у вузлах тертя ПКМ – сталь, при 10 % вмісту наповнювача у полімерах. Максимальні значення спостерігаються при терті ПКМ з умістом наповнювача 30 % і складають для матеріалів на основі фенілону С-1 – 84°C, а для матеріалів на основі фторопласту-4 – 58°C.

Слід відзначити, що матеріали, отримані за допомогою (*in-situ*) суміщення, мають значно менші значення коефіцієнта тертя та температури на поверхні тертя впродовж усього дослідженого інтервалу концентрацій наповнювача у полімерах, порівняно із матеріалами, отриманими за стандартною технологією. Це пояснюється різницею в морфології та структурі розроблених ПКМ, отриманих за різними технологіями. Відомо, що матеріали, отримані за суміщенням (*in situ*), мають більші значення ступені кристалічності, ніж отримані за стандартною технологією. При цьому відомо, що матеріали з більш упорядкованою структурою мають кращі трибологічні властивості [89]. Також встановлено, що наповнювач у ПКМ, отриманих за (*in-situ*) суміщенням, має частково ламілярно-стрічкову структуру на відміну від звичайної сферичної для наповнювача у полімерах, отриманих за стандартною технологією. А відповідно до теорій тертя, матеріали з ламілярною структурою набагато ефективніше впливають на покращення трибологічних властивостей ПКМ при фрикційній взаємодії зі сталлю [89].

Також одними із основних трибологічних характеристик при фрикційній взаємодії пар тертя є їх зношування [90]. У більшості випадків зношування визначається за величиною інтенсивності лінійного зношування, яка враховує як зміну геометричних параметрів матеріалів, що труться, так і їх при-

роду. Результати досліджень зміни інтенсивності лінійного зношування ПКМ та сталі при їх фрикційній взаємодії від умісту наповнювача у ПКМ представлено на рис. 3.39.

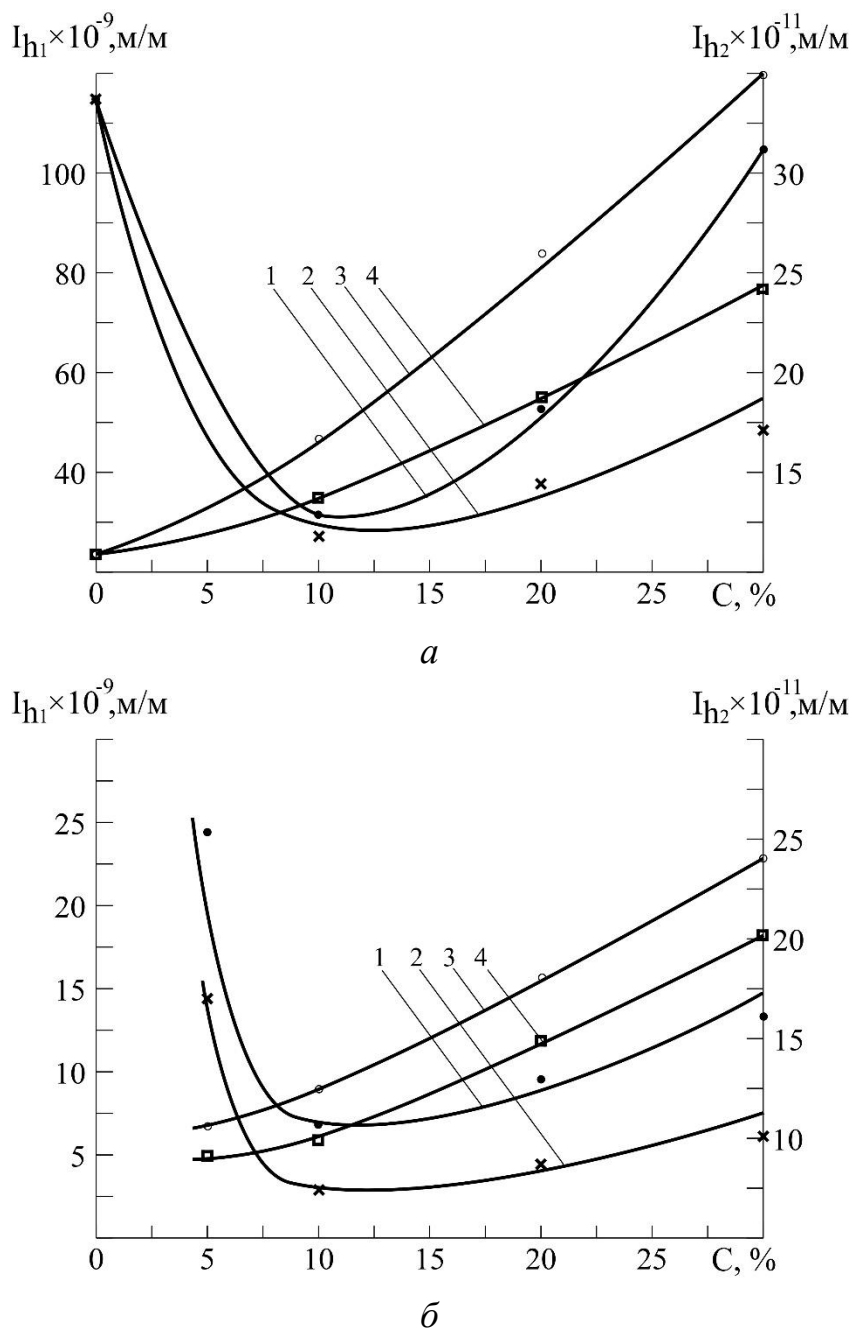


Рис. 3.39 – Залежності зміни інтенсивності лінійного зношування I_{h1} (1, 2) ПКМ на основі фенілону С-1 (а), фторопласту-4 (б) та сталевго зразка I_{h2} (3, 4) при їх фрикційній взаємодії від умісту (С) силікагелю у ПКМ, отриманих за стандартною технологією (1, 3) та з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (2, 4)

Відповідно до проведених досліджень установлено, що характер залежностей інтенсивності лінійного зношування ПКМ на основі фенілону С-1 та фторопласту-4 у парах тертя ПКМ – сталь від вмісту силікагелю у полімерній матриці подібний. На них спостерігається яскраво виражений екстремум в області вмісту наповнювача 9–11 %. Зі збільшенням вмісту силікагелю з 0 до 9 % у полімерних матрицях спостерігається зменшення інтенсивності лінійного зношування досліджуваних матеріалів.

Так, для ПКМ на основі фенілону С-1 це зменшення склало від 117×10^{-9} м/м для вихідного полімеру до 25×10^{-9} м/м для ПКМ з вмістом наповнювача 10 %, а для ПКМ на основі фторопласту-4 – від 240×10^{-9} м/м, для вихідного фторопласту-4 до 7×10^{-9} м/м для ПКМ із 10 % вмістом силікагелю.

При подальшому збільшенні вмісту наповнювача до 30 % для розроблених ПКМ спостерігається збільшення інтенсивності лінійного зношування для матеріалів на основі фенілону С-1 до 100×10^{-9} м/м та для матеріалів на основі фторопласту-4 до 15×10^{-9} м/м.

Такий характер залежності інтенсивності лінійного зношування від вмісту наповнювача у ПКМ при їх фрикційній взаємодії зі сталлю пояснюється створенням оптимальних умов тертя при 10 % вмісту наповнювача у ПКМ, при яких його вплив на характер тертя при фрикційній взаємодії ПКМ зі сталлю найкращий, що може бути наслідком як створення антифрикційної плівки на сталевій поверхні тертя, так і зміни міцнісних характеристик ПКМ у досліджених парах тертя [91].

Слід відзначити, що матеріали, отримані за допомогою суміщення (*in situ*), мають значно меншу інтенсивність лінійного зношування, ніж отримані за стандартною технологією, що дозволяє стверджувати про їх кращу зносостійкість. Так, при оптимальному вмісті наповнювача 10 % у матеріалах, отриманих за допомогою суміщення (*in situ*), у ПКМ на основі фенілону С-1 цей параметр на 25 %, а у ПКМ, отриманих на основі фторопласту-4, на 60 % має кращі значення, ніж у ПКМ, отриманих за стандартною технологією. Це пояснюється різницею у структурі ПКМ та морфології наповнювача в них при отриманні за допомогою суміщення (*in situ*) та стандартної технології.

Досить важливою характеристикою при фрикційній взаємодії ПКМ зі сталлю є інтенсивність лінійного зношування сталю зразка. Це пов'язано з тим, що у більшості пар тертя деталі зі сталі є значно дорожчими, ніж полімерні (наприклад, у підшипниках ковзання сталева деталь – вал, а полімерна – втулка; у напрямних сталева деталь – корпус, а полімерна – напрямна і т.д.) і вони не повинні підлягати інтенсивному зношуванню щоб уникнути їх частоті заміни [92]. Відомо [93], що дисперсні тверді частинки наповнювачів можуть виявляти абразивну дію на сталеві деталі пар тертя, що значно зменшує їх термін служби. Однак у дослідженні [88] стверджується, що наповнювачі з розміром частинок до 10 мкм не виявляють суттєву абразивну дію на сталевий зразок. У нашій роботі синтезований наповнювач силікагель має основні розміри, які лежать в області 5–10 мкм, що дозволяє використовувати його в якості наповнювача для ПКМ триботехнічного призначення. Доцільно дослідити вплив вмісту силікагелю в ПКМ, отриманих за стандартною технологією та за допомогою суміщення (*in situ*), на інтенсивність лінійного зношування сталю зразка при фрикційній взаємодії ПКМ – сталь. Відповідно до проведених досліджень установлено, що зі збільшенням вмісту силікагелю в полімерах спостерігається збільшення інтенсивності лінійного зношування сталю зразка при фрикційній взаємодії розроблених ПКМ зі сталлю. Слід відзначити, що це зношування є невеликим і при максимальному вмісті силікагелю складає для ПКМ на основі фенілону С-1 – 35×10^{-11} м/м, а для матеріалу на основі фторопласту-4 – 25×10^{-11} м/м. У загальному випадку збільшення інтенсивності лінійного зношування сталю зразка пов'язано із абразивною дією дисперсного наповнювача на нього. Слід відзначити нелінійний характер збільшення даної характеристики. Так, інтенсивність лінійного зношування сталю зразка при фрикційній взаємодії із ПКМ з вмістом наповнювача до 10 % значно менша, ніж при терті з матеріалами з вмістом наповнювача 10–30 %, що, очевидно, пов'язано із зміною характеру тертя у ПКМ при збільшенні вмісту наповнювача в ньому. Також слід відзначити, що зношування сталю зразка при фрикційній взаємодії із матеріалами, отриманими за допомогою суміщення (*in situ*), має значно менші значення, ніж при взаємодії з матеріалами, отриманими за стандартною технологією. Так, при фрикційній взаємодії ПКМ на основі фенілону С-1 та фторопласту-4,

отриманих за допомогою суміщення (*in situ*), інтенсивність лінійного зношування сталевого зразка на 30–60 % (залежно від умісту наповнювача) менша, ніж для матеріалів, отриманих за стандартною технологією. Це пояснюється зміною у морфології частинок силікагелю з сфероподібної для ПКМ, отриманих стандартною технологією на ламілярно-стрічкові структуру для ПКМ, отриманих за допомогою суміщення (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій. Відомо [94], що частинки з ламілярно-стрічковою структурою виявляють значно меншу абразивну дію на сталеві зразки, ніж з сфероподібною.

Покращення трибологічних властивостей розроблених ПКМ порівняно із вихідним полімером при фрикційній взаємодії зі сталлю є наслідком впливу наповнювача як на властивості ПКМ, так і на характер тертя. Для його встановлення було проведено дослідження морфології та структури сталеві поверхні тертя до та після фрикційної взаємодії із фенілоном С-1, фторопластом-4 та ПКМ на їх основі (рис. 3.40).

Відповідно до мікрофотографії (рис. 3.40,*а*) встановлено, що поверхня сталевого зразка до фрикційної взаємодії із полімерами та ПКМ на їх основі має вихідні значення нерівностей (виступи та впадини), які були отримані при його механічній обробці під час підготовки зразків до проведення експериментів. На рис. 3.40,*б, в* показана поверхня сталевого зразка після фрикційної взаємодії із вихідними полімерами фенілоном С-1 та фторопластом-4. При їх порівнянні із вихідною поверхнею до експериментів можна стверджувати, що несуттєво змінилася морфологія поверхні за рахунок фрикційної взаємодії із полімерами і виникненні слідів фрикційного перенесення полімерів на сталю поверхню.

Поверхні сталюого зразка після тертя із ПКМ на основі фенілону С-1 та фторопласту-4 (рис. 3.40,*в, г, д, ж, к, л*) мають суттєві відмінності від поверхонь, отриманих після тертя з вихідними полімерами, обумовлені фрикційним перенесенням компонентів ПКМ на неї і створенням у результаті трибохімічних реакцій «антифрикційного покриття», яке впливає на зміну характеру тертя і сприяє зменшенню коефіцієнта тертя, температури на поверхні тертя й інтенсивності лінійного зношування розроблених ПКМ порівняно із вихідним полімером при фрикційній взаємодії зі сталлю.

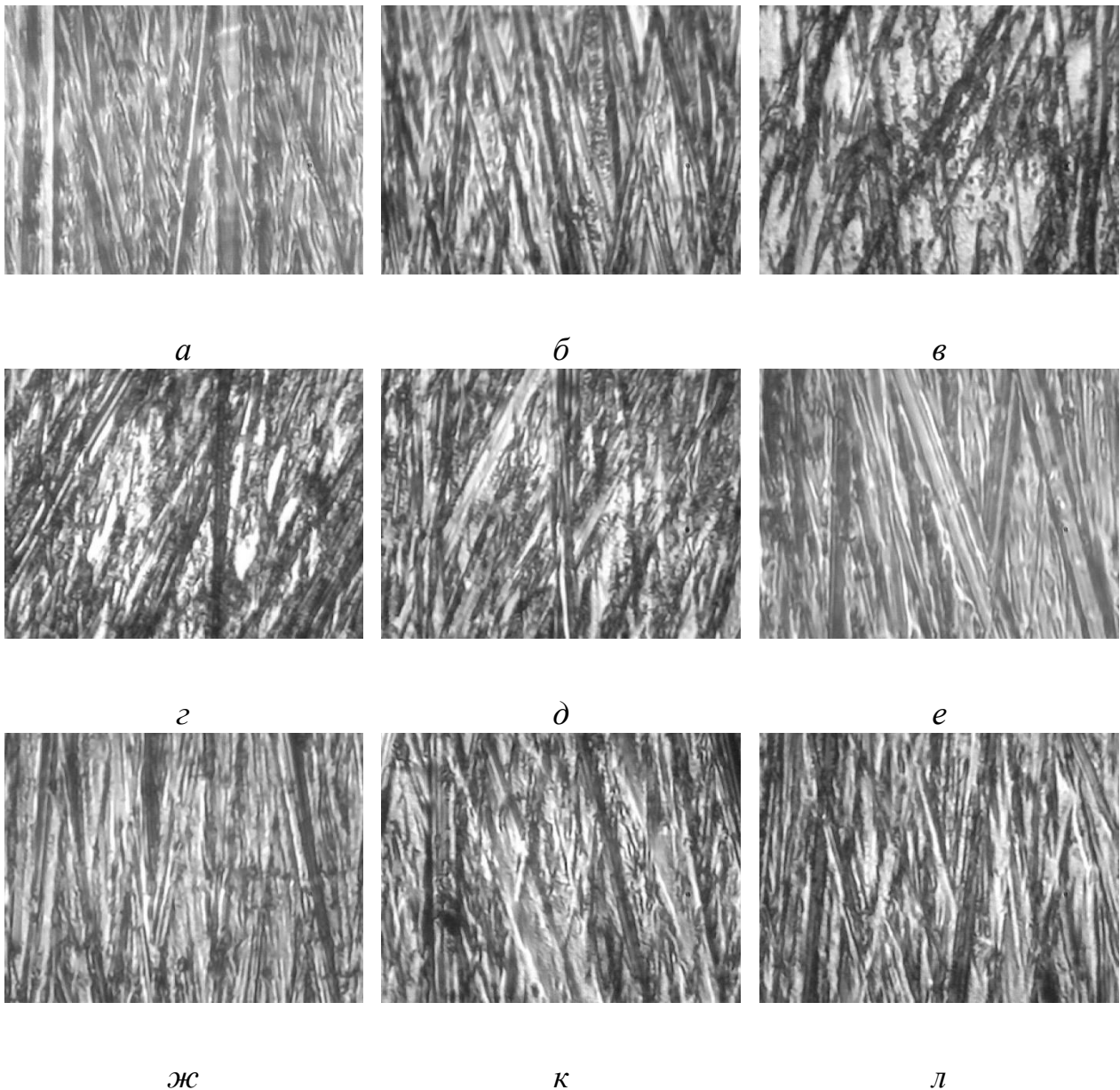


Рис. 3.40 – Мікрофотографії сталевих поверхонь (*а*) до та після фрикційної взаємодії з фенілоном С-1 (*б*), фторопластом-4 (*в*) та ПКМ на основі феніло-ну С-1 (*в, г, д*) та на основі фторопласту-4 (*ж, к, л*) з умістом наповнювача:
в, ж – 5 %; *г, к* – 10 %; *д, л* – 20 %

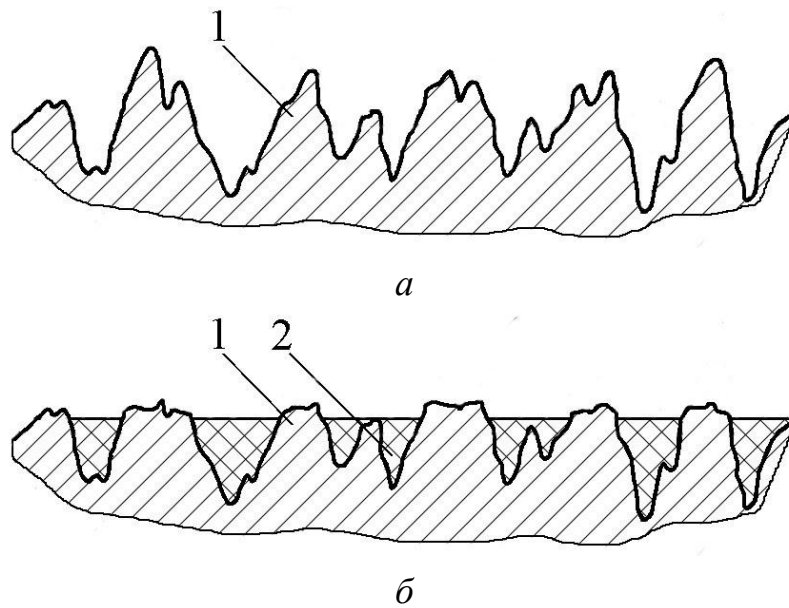
Слід звернути увагу на різну площу поверхні сталюого зразка, яку запо-внює «антифрикційне покриття» при фрикційній взаємодії із ПКМ з різним умістом наповнювача. Так, для ПКМ на основі фенілолу С-1 та фторопласту-4, наповнених 5 % силікагелю, спостерігається часткове заповнення сталеві поверхні тертя продуктами фрикційного перенесення компонентів ПКМ (рис. 3.40,*в, ж*). А вже при підвищенні вмісту наповнювача у полімерах до 10 % (рис. 3.40,*г, к*) спостерігається практично повне заповнення сталеві по-

верхні тертя «антифрикційним покриттям». Мікрофотографії поверхні сталевого зразка після взаємодії із ПКМ з 20 % вмістом наповнювача (рис. 3.40, д, л) практично не відрізняються від фото, отриманих при взаємодії із ПКМ з 10 % вмістом наповнювача.

Відповідно до отриманих мікрофотографій можна зробити висновок, що найбільшу площу заповнення «антифрикційним покриттям» має поверхня сталевий зразок при фрикційній взаємодії із ПКМ з умістом наповнювача 10 % і більше. Тобто створюється стабільне «антифрикційне покриття», яке сприяє покращенню умов тертя і максимально покращує основні триботехнічні параметри пари тертя ПКМ – сталь. Це корелює з даними досліджень впливу вмісту наповнювача у розроблених ПКМ при фрикційній взаємодії зі сталлю на основні триботехнічні властивості досліджених пар тертя. Відповідно до них, мінімальні значення коефіцієнта тертя, температури на поверхні тертя й інтенсивності лінійного зношування ПКМ мають саме при вмісту наповнювача 10 %. Подальше погіршення трибологічних властивостей зі збільшенням вмісту наповнювача з 10 до 30 % пов'язане зі зменшенням міцнісних властивостей розроблених ПКМ.

Створення стабільного «антифрикційного покриття» сталевій поверхні тертя при фрикційній взаємодії із ПКМ на основі фенілону С-1 та фторопласту-4 підтверджується також дослідженнями зміни геометрії сталевій поверхні, яка визначається параметром шорсткості R_a . Відомо [95], що «антифрикційне покриття» заповнює впадини шорсткості поверхні (рис. 3.41), що значно їх зменшує. Це впливає на зміну шорсткості поверхні тертя, яка визначається за параметром R_a , що показує середнє арифметичне відхилення значень довжин нерівностей (виступів та впадин) поверхні. Відповідно до цього було проведено дослідження зміни шорсткості поверхні сталевий зразок при фрикційній взаємодії із ПКМ на основі фенілону С-1 та фторопласту-4 від умісту в них силікагелю. Результати досліджень подано на рис. 3.42.

Відповідно до проведених досліджень встановлено, що залежності шорсткості сталевий зразок при фрикційній взаємодії із ПКМ від умісту в них силікагелю мають подібний характер.



1 – профіль сталеві поверхні; 2 – «антифрикційне покриття»

Рис. 3.41 – Схематичне зображення профілю поверхні сталюого зразка до (а) та після фрикційної взаємодії із ПКМ (б)

Так, зі збільшенням вмісту силікагелю в досліджених ПКМ при фрикційній взаємодії зі сталевим зразком спостерігається зменшення шорсткості поверхні останнього.

Причому слід відзначити нелінійний характер зменшення. Так, більш інтенсивно воно проходить у парах тертя із ПКМ з умістом наповнювача від 0 до 10 %, що пояснюється інтенсивним створенням «антифрикційного покриття». А вже при 10–30 % вмісту наповнювача шорсткість сталеві деталі практично не зменшується і стабілізується, що є наслідком створення стабільного «антифрикційного покриття», яке займає практично всю поверхню тертя. Результати досліджень шорсткості поверхні тертя сталеві деталі після фрикційної взаємодії з розробленими ПКМ на основі фенілону С-1 та фторопласту-4 повністю корелюють із мікрометричними знімками цих поверхонь і підтверджують припущення щодо створення стабільного «антифрикційного покриття» на поверхні сталюого зразка при фрикційній взаємодії із ПКМ з 10 % вмістом наповнювача.

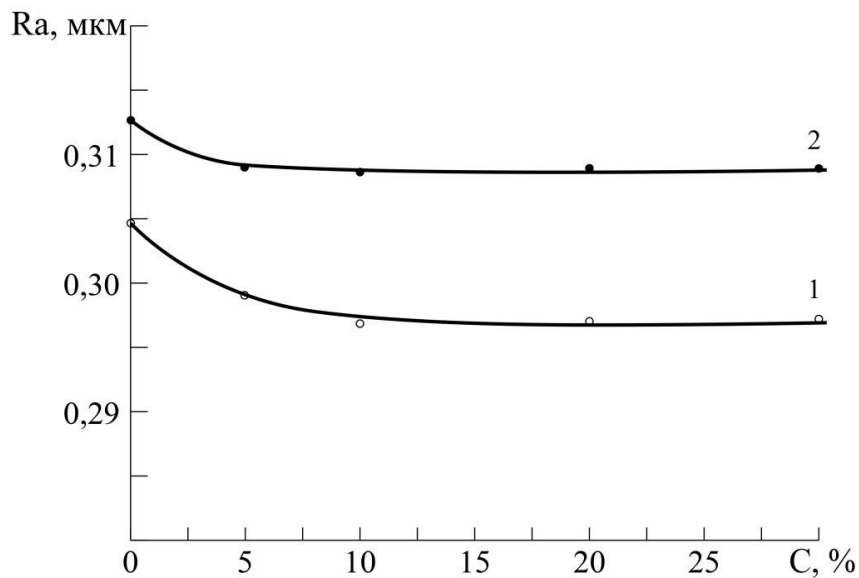


Рис. 3.42 – Залежності шорсткості R_a сталевого зразка при фрикційній взаємодії із ПКМ на основі фенілону С-1 (1) та фторопласту-4 (2) від вмісту С в них силікагелю

«Антифрикційне покриття» складається з «острівців переносу» продуктів фрикційної взаємодії при терті ПКМ на основі фенілону С-1, фторопласту-4, наповнених силікагелем по сталі, які створюються в результаті трибохімічних реакцій, які відбуваються в зоні тертя. Унаслідок того, що в даних реакціях бере участь силікагель, створені «острівця переносу», як видно, є металокерамічними сполуками, які змінюють характер тертя досліджених матеріалів за рахунок зменшення активності поверхні сталевого зразка та підвищення його твердості. Тому доцільно дослідити вплив вмісту силікагелю у ПКМ на основі фенілону С-1 та фторопласту-4 на мікротвердість сталевого зразка при фрикційній взаємодії ПКМ зі сталлю. Результати досліджень подано на рис. 3.43.

Відповідно до проведених досліджень, отримано залежності мікротвердості сталевого зразка при фрикційній взаємодії із ПКМ на основі фенілону С-1 та фторопласту-4 від вмісту в них силікагелю мають подібний характер. На них спостерігаються екстремальні значення мікротвердості в області 9–11 % вмісту наповнювача у ПКМ. Так, при терті ПКМ з вмістом наповнювача від 0 до 10 % спостерігається збільшення мікротвердості поверхні сталевого зразка від 575 до 627 одиниць твердості для ПКМ на основі фенілону С-1 та від 455 до 578 одиниць твердості для матеріалів на основі фторопласту-4.

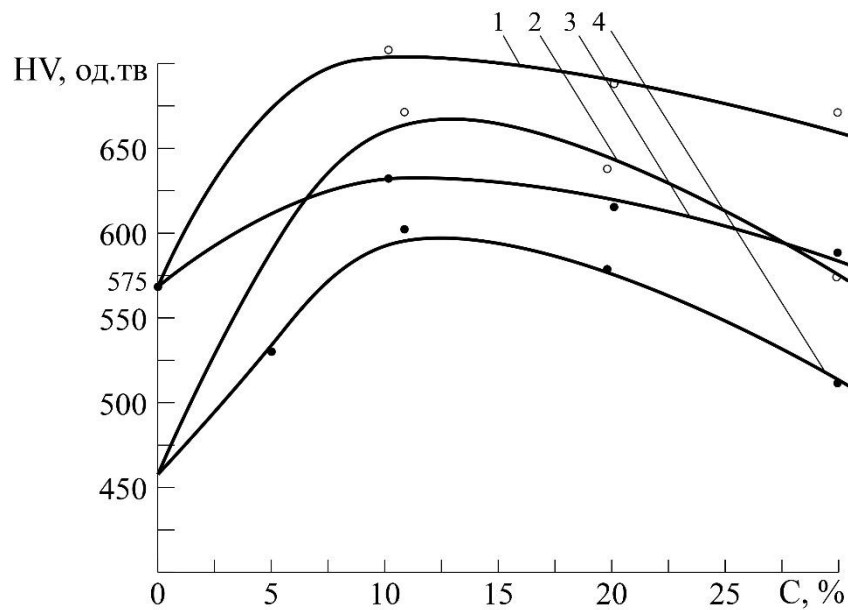


Рис. 3.43 – Залежності мікротвердості HV сталевго зразка при фрикційній взаємодії із ПКМ на основі фенолону С-1 (1, 3) та фторопласту-4 (2, 4) від вмісту С в них силікагелю, отриманих за стандартною технологією (1, 2) та з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (3, 4)

Подальше збільшення вмісту наповнювача у полімерах призводить до зменшення мікротвердості сталевго поверхні при фрикційній взаємодії із ПКМ до 590 та 520 одиниць твердості для матеріалів на основі фенолону С-1 та фторопласту відповідно. Збільшення мікротвердості сталевго поверхні при концентраціях наповнювача у ПКМ від 0 до 10 % пояснюється створенням на ній «антифрикційного покриття», яке є найбільш стабільним при вмісті наповнювача 10 %. Подальше зменшення мікротвердості при збільшенні вмісту наповнювача з 10 до 30 % пов'язане із абразивною його дією на пару тертя, при якій отримане стабільне «антифрикційного покриття» частково руйнується.

Результати досліджень мікротвердості повністю корелюють з раніше проведеними триботехнічними дослідженнями пари тертя ПКМ – сталь, мікрометричними знімками сталевго поверхні тертя та дослідженнями її шорсткості при терті із розробленими ПКМ і підтверджують гіпотезу щодо створення в результаті трибохімічних реакцій «острівців переносу» з металокерамічних сполук, які разом утворюють стабільне «антифрикційне покриття», сприяючи при цьому зміні характеру тертя досліджених матеріалів за рахунок зменшення активності поверхні сталевго зразка та підвищення його твердості.

Також слід відзначити, що при терті ПКМ, отриманих за допомогою суміщення (in situ), мікротвердість сталевго зразка на 10–15 % має більші значення, ніж у матеріалів, отриманих за стандартною технологією, що пояснюється створенням більш стабільного «антифрикційного покриття» при терті даних матеріалів по сталі. Для підтвердження цього припущення було отримано знімки сталевго поверхні тертя, на яких детально представлено особливості її морфології після фрикційної взаємодії сталі з розробленими ПКМ, отриманими за стандартною технологією і за допомогою (in situ) суміщення (рис. 3.44).

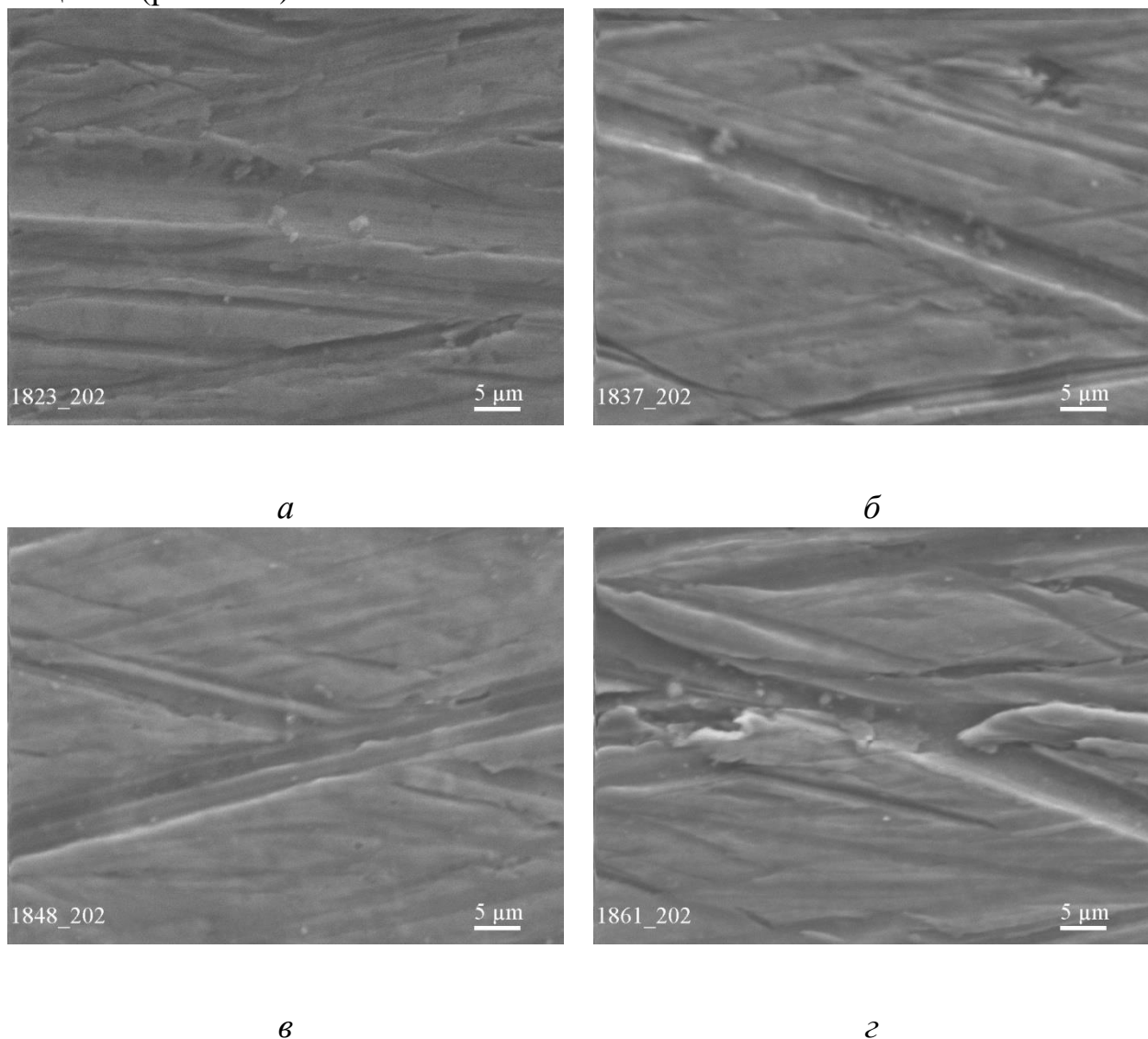


Рис. 3.44 – Мікрофотографії сталевих поверхонь після фрикційної взаємодії з розробленими ПКМ на основі фенілону С-1 (*a*, *б*) та фторопласту-4 (*в*, *г*), отриманих за стандартною технологією (*a*, *в*) і використовуючи суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій (*б*, *г*)

Морфологія поверхні тертя на отриманих мікрофотографія має чітко виражені виступи і впадини шорсткості поверхні, які створюються в результаті притирання вихідних поверхонь тертя. Причому у впадинах спостерігаються скупчення частинок, які є продуктом трибохімічних реакцій при фрикційній взаємодії розроблених ПКМ зі сталлю. Ці частинки і створюють «антифрикційне покриття» на сталевій поверхні, яке сприяє покращенню умов тертя в досліджених парах тертя. Вони, найбільш вірогідно, є металокерамічними сполуками, які мають досить високі значення твердості і впливають на збільшення твердості поверхні тертя, що повністю корелює із результатами досліджень мікротвердості сталевих поверхонь тертя після фрикційної взаємодії із матеріалами на основі фенілону С-1, фторопласту-4 та силікагелю.

Слід відзначити, що більша кількість цих частинок спостерігається на сталевій поверхні терті після фрикційної взаємодії із ПКМ, отриманим за допомогою суміщення (*in situ*), що підтверджує припущення щодо створення більш стійкого «антифрикційного покриття» при фрикційній взаємодії ПКМ, отриманих за допомогою суміщення (*in situ*), порівняно із матеріалами, отриманими за стандартною технологією.

Відповідно до проведених досліджень встановлено, що оптимальним вмістом силікагелю у фенілоні С-1 та фторопласті є 10 % ваг. При терті ПКМ з цим вмістом наповнювача по сталі у вузлах тертя спостерігаються мінімальні значення коефіцієнта тертя для матеріалів на основі фенілону С-1 – 0,29, для матеріалів на основі фторопласту – 0,25. Відповідно до цього температура на поверхні тертя не перевищує 82°C для ПКМ на основі фенілону С-1 і 48°C для ПКМ на основі фторопласту-4. Характер залежності інтенсивності лінійного зношування ПКМ та сталі при їх фрикційній взаємодії повністю корелюють із залежностями за визначенням коефіцієнта тертя та температури на поверхні тертя від вмісту наповнювача у ПКМ. При 10 % вмісті силікагелю спостерігаються мінімальні значення інтенсивності лінійного зношування для матеріалів на основі фенілону С-1 – 25×10^{-9} м/м, для матеріалів на основі фторопласту – 7×10^{-9} м/м. Покращення триботехнічних характеристик досліджених пар тертя пояснюється створенням «антифрикційного покриття» на сталевій деталі, що підтверджується її мікрофотографіями та дослідженнями шорсткості і мікротвердості після фрикційної взаємодії із вихід-

ними полімерами та ПКМ на їх основі. Кращі значення триботехнічних характеристик у парах тертя із ПКМ, отриманими за допомогою суміщення (*in situ*), пояснюються створенням більш стабільного «антифрикційного покриття» на сталевій поверхні, ніж після тертя із ПКМ, отриманими за стандартною технологією, що підтверджується різницею в морфології сталевих поверхонь тертя після фрикційної взаємодії досліджуваних матеріалів.

Висновки по розділу

У роботі вирішено важливу проблему, пов'язану з розробкою науково-технічних основ технології виготовлення термостійких ПКМ триботехнічного призначення, вироби з яких вирізняються низькою собівартістю за рахунок використання недефіцитних вихідних компонентів і спрощення технології їх переробки, доступністю виробництва в умовах підприємств України та кращим рівнем властивостей ніж у наявних аналогів.

1 Відповідно до рівня властивостей, критеріїв собівартості та розповсюженості обґрунтовано вибір полімерних матриць (фенілон С-1, фторопласт-4 і ДФСФО), наповнювача (силікагель) та технології їх переробки у вироби для створення термостійких ПКМ триботехнічного призначення.

2 Визначено оптимальні параметри переробки (тиск, температура переробки) розроблених матеріалів у вироби, які для ПКМ на основі фенілону С-1 дорівнюють $P = 40$ МПа, $T = 328^{\circ}\text{C}$, фторопласту-4 $P = 20$ МПа, $T = 380^{\circ}\text{C}$ та ДФСФО $P = 30$ МПа, $T = 185^{\circ}\text{C}$.

3 Досліджено вплив технологій суміщення вихідних компонентів полімерних композицій на якість розподілення силікагелю у фенілоні С-1, фторопласті-4, ДФСФО і встановлено, що ПКМ, отримані за суміщенням (*in situ*) вихідних компонентів полімерних композицій на стадії синтезу силікагелю мають на 25–35 % кращу якість розподілу наповнювача в полімерних матрицях за рахунок усунення ефекту сегрегації, який спостерігається при механічному суміщенні.

4 Досліджено вплив складів ПКМ і технологій переробки на теплофізичні та фізико-механічні властивості виробів з них. Установлено, що введення силікагелю у фенілон С-1, фторопласт-4 і ДФСФО сприяє їх 10–30 % покращенню за рахунок взаємодії наповнювача з полімерами та зміні струк-

тури ПКМ, створеними з використанням суміщення (in situ) вихідних компонентів полімерних композицій порівняно з стандартно отриманими. У результаті цього спостерігається розширення граничних інтервалів експлуатації в бік більших навантажень і температур експлуатації виробів з матеріалів на основі фенілону С-1 до 280 МПа і 385°C, на основі фторопласту-4 до 40 МПа і 475°C і на основі ДФСФО до 180 МПа і 375°C.

5 Проведено оптимізацію складів розроблених ПКМ з точки зору трибологічних властивостей у результаті якої встановлено, що найменший рівень тертя ($f_{\text{ТР}} = 0,16 \div 0,17$) і зношування ($I_{\text{н1}} = 20 \div 25 \times 10^{-9}$ м/м) мають ПКМ на основі фенілону С-1 та фторопласту-4, наповнених 10 % силікагелю. Це є свідченням морфологічних і структурних перетворень у зоні тертя при фрикційній взаємодії розроблених ПКМ зі сталлю, які полягають у виникненні в результаті трибохімічних реакцій стабільного дискретного покриття на сталевій поверхні, що сприяє покращенню трибологічних властивостей досліджених пар тертя.

ЛІТЕРАТУРА

1. URL: https://ec.europa.eu/info/research-and-innovation/research-area/industrial-technologies/industrial-research-strategy-key-enabling-technologies_en (дата звернення: 25.01.2020).

2. Liu, Q. Design, preparation, and application of ordered porous polymer materials [Text] / Q. Liu, Z.Tang, B.Ou and oth. // Materials Chemistry and Physics. – 2014. – Vol. 144, Issue 3. – P. 213–225.

<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.01.013>

3. Friedrich, K. Polymer composites for tribological applications [Text] / K. Friedrich // Advanced Industrial and Engineering Polymer Research. – 2018. – Vol. 148. – P. 3–39.

<https://doi.org/10.1016/j.aiepr.2018.05.001>

4. Zhao, W. Shape memory polymers and their composites in biomedical applications [Text] / W. Zhao, L. Liu, F. Zhang and oth. // Materials Science and Engineering: C. – 2019. – Vol. 97. - P. 864–883

<https://doi.org/10.1016/j.msec.2018.12.054>

5. Bernède, J.C. Materials for Erasable Optical disks [Text] / J.C. Bernède // *Materials Chemistry and Physics*. - 1992. – Vol. 32, Issue 2. – P. 189–195
[https://doi.org/10.1016/0254-0584\(92\)90276-E](https://doi.org/10.1016/0254-0584(92)90276-E)
6. Chiechi, R.C. Modern plastic solar cells: materials, mechanisms and modeling [Text] / R.C. Chiechi, R.W.A. Havenith, J. C. Hummelen and oth. // *Materials Today*. – 2013. – Vol. 16, Issue 7–8. – P. 281–289
<https://doi.org/10.1016/j.mattod.2013.07.003>
7. Berry, D.H. Aerospace and Marine Environments as Design Spaces for Contamination-Mitigating Polymeric Coatings. Chapter from: *Advances in Polymer Science* [Text] / D.H. Berry, C.J. Wohl. – Berlin: Springer, 2018. P. 1–16.
https://doi.org/10.1007/12_2018_43
8. Zhong, Y. Biodegradable polymers and green-based antimicrobial packaging materials: A mini-review [Text] / Y. Zhong, P. Godwin, Y. Jin and oth. // *Advanced Industrial and Engineering Polymer Research*. – 2020. – Vol. 3, Issue 1. – P. 27–35.
<https://doi.org/10.1016/j.aiepr.2019.11.002>
9. Kabat, O. Antifrictional polymer composites based on aromatic polyamide and carbon black [Text] / O.Kabat, V. Sytar, K. Sukhyy // *Chemistry & Chemical Technology*. – 2018. – Vol. 12 (3). – P. 3–39.
<https://doi.org/10.23939/chcht12.03.326>
10. Sukhyy, K. M. Obtaining technology for nanocomposites based on polyamide-6 and organomodified montmorillonite [Text] / K. M. Sukhyy, E. A. Belyanovskaya, M. P. Sukhyy and oth. // *Journal of Chemistry and Technologies*. – 2018. – Vol. 26, Issue 1. – P. 9–19.
<https://doi.org/10.15421/081802>
11. Chervakov, D. O. Modified Polypropylene with Improved Physical-Mechanical Properties [Text] / D. O. Chervakov, P. I. Bashtanyk, M. V. Burmistr // *Mechanics of Composite Materials*. – 2015. – Vol. 51. – P. 93–98.
<https://doi.org/10.1007/s11029-015-9479-6>
12. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы [Текст] / Ю. А. Михайлин. – СПб: Профессия, 2006. – 624 с.
13. Паньшин, Ю.А. Фторопласты [Текст] / Ю.А. Паньшин, С.Г. Малкевич, Ц.С. Дунаевская. – Л: Химия, 1978. – 232 с.

14. Голуб, К. С. Нові резольні смоли на основі біс фенолів і композити із їх застосуванням. [Текст] / К. С. Голуб, О. О. Шаповал, Ю. М. Кобельчук // Хімія та сучасні технології: тези доповідей VII Міжнар. науково-технічної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених. – Дніпропетровськ. – 2015. – С. 128–129.
15. Айлер, Р. Химия кремнезема [Текст] / Р. Айлер. – М.: Мир, 1982. – 1127 с.
16. Vivero-Escoto, J. Silica nanoparticles preparation, properties and uses [Text] / J. Vivero-Escoto. – New York: Nova Science Publishers, 2012 – 288 p.
17. Басов, Н.И. Техника переработки пластмасс. [Текст] / Н.И. Басов, В. Броя – М.: Химия, 1985. – 528 с.
18. Филатов, В.И. Технологическая подготовка процессов формования изделий из пластмасс [Текст] / В.И. Филатов, В.Д. Корсаков. – Ленинград: Политехника, 1991. – 352 с.
19. Палей, М.М. Технология производства приспособлений, пресс-форм и штампов [Текст] / М.М. Палей – М.: Машиностроение, 1979. – 292 с.
20. Baird, D. G. Polymer Processing: Principles and Design, 2nd Edition [Text] / D. G. Baird, D. I. Collias. – Wiley, 2014. – 416 p.
21. Кулезнев, В.Н. Основы технологии переработки пластмасс [Текст] / В.Н. Кулезнев, В.К. Гусев. – М.: Химия, 2004. – 600 с.
22. Шварц, О. Переработка пластмасс [Текст] / О. Шварц, Ф. – В. Эбеллинг, Б. Фурт. – СПб.: Профессия, 2005. – 320 с.
23. Басов, Н.И. Техника переработки пластмасс [Текст] / Н.И. Басов, В. Броя. – М.: Химия, 1985. – 528с.
24. Современные технологии получения и переработки полимерных и композиционных материалов [Текст] / В. Е. Галыгин, Г.С. Баронин, В.П. Таров, Д.О. Завражин. – Тамбов: Из-во ФГБОУ ВПО «ТГТУ», 2012. – 180 с.
25. Суберляк, О.В. Технологія переробки полімерних та композиційних матеріалів [Текст] / О.В. Суберляк, П.І. Баштанник. – Львів: Растр-7, 2007. – 376 с.
26. Кабат, О. С. Визначення оптимальних технологічних параметрів при переробці прес-порошків ароматичних поліамідів у виробі [Текст] / О.С. Кабат, В.І. Ситар, К.М. Сухий // Полимерный журнал. – 2017. – № 4. – С. 248–252.

27. Кабат, О. С. Полімерні композиційні матеріали спеціального призначення на основі фторопласту [Текст] / О.С. Кабат, М.В. Душейко // Технологические системы. – 2017. – Т. 4 (81) – С. 63–67.

<http://dx.doi.org/10.29010/081.8>

28. Гальперин, Н.И. Основные процессы и аппараты химической технологии [Текст] / Н.И. Гальперин – М.: Химия, 1981. – 812 с.

29. Стренк, Ф. Перемешивание и аппараты с мешалками [Текст] / Ф. Стренк – Л.: Химия, 1975. – 384 с.

30. Рябинин, Д.Д. Смесительные машины для пластмасс и резиновых смесей [Текст] / Д.Д. Рябинин, Ю.Е. Лукач. – М.: Машиностроение, 1972. – 272 с.

31. Ситар, В.І. Побудова елементів САПР при моделюванні та проектуванні обладнання хімічної промисловості за допомогою пакета Mathcad [Текст] / В.І. Ситар, М.В. Бурмістр, І.М. Кузяєв. – Дніпропетровськ: УДХТУ, 2004. – 317 с.

32. Кабат, О.С. Полимерные композиционные материалы на основе фторопласта и метод их получения [Текст] / О.С. Кабат, Б.Г. Харченко, А.Д. Деркач, В.В. Артемчук, В.Г. Бабенко // Вопросы химии и химической технологии. – 2019. – № 3. – С. 116–122.

<http://dx.doi.org/10.32434/0321-4095-2019-124-3-116-122>

33. Kabat, O., A method for obtaining a polymer composite based on aromatic polyamide and silicon dioxide [Текст] / O. Kabat, V. Sytar, K. Heti, V. Artemchuk // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. – 2021. – Vol. 56(2). – С. 283–288.

34. Буря, А. И. Создание и исследование свойств органопластиков на основе полиамидов, армированных полиимидными волокнами [Текст] / А. И. Буря, Э. В. Ткаченко, Ю. Ф. Шутилин // Вестник ВГУИТ. – 2014. – №4. – С. 167–171.

35. Панов, Ю. Т. Современные методы переработки полимерных материалов. Переработка реактопластов [Текст] / Ю. Т. Панов, Л. А. Чижова, Е. В. Ермолаева. – Владимир: Изд-во ВлГУ, 2014. – 144 с.

36. Остапчук, Ю.Г. Современное состояние и тенденции развития таблетировочного оборудования [Текст] / Ю.Г. Остапчук, С.Ф. Водченко. – М.: ЦИНТИХИМнефтехиммаш, 1975. – 88 с.

37. Шварц, О. Переработка пластмасс [Текст] / О. Шварц, Ф. – В. Эбеллинг, Б. Фурт. – СПб.: Профессия, 2005. – 320 с.
38. Сытар, В.И. Разработка методики получения полимерного композиционного материал фенилона, наполненного нанодисперсным наполнителем [Текст] / В.И. Сытар, М.О. Савченко, О.С. Кабат, Б.И. Мельников // Вопросы химии и химической технологии. – 2007. – №3. – С. 108–113.
39. Коршак, В. В. Термостойкие полимеры [Текст] / В. В. Коршак. – Москва: Наука, 1969. – 381 с.
40. Sánchez-Jiménez, P.E. Combined kinetic analysis of thermal degradation of polymeric materials under any thermal pathway [Text] / P.E. Sánchez-Jiménez, L.A. Pérez-Maqueda, A. Perejón, J.M. Criado // Polymer Degradation and Stability. – 2009. – Vol. 94 (11). – P. 2079–2085.
<https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2009.07.006>
41. Nasef, M. M. Thermal stability of radiation grafted PTFE-g-polystyrene sulfonic acid membranes [Text] / M. M. Nasef // Polymer Degradation and Stability. – 2000. – Vol. 68 (2). – P. 231–238.
42. Суворова, Ю. О. Плівкоутворення бутанолізованих дифенілолпропанформальдегідних олігомерів, модифікованих жирами рослинного та тваринного походження [Текст] / Ю. О. Суворова, О. В. Черваков, М.В. Адріанова [и др.] // Вопросы химии и химической технологии. – 2016. – Т. 4 (108). – С. 67–72.
43. Бахман, А. Фенопласты [Текст] / А.Бахман, К. Мюллер. – М.: Химия, 1978 – 288 с.
44. Сытар, В.И. Изучение взаимосвязи свойств и строения сополимеров на основе ароматических полиамидов [Текст] / В.И. Сытар // Вопросы химии и химической технологии. – 2004. – Т. 3. – С. 130–132.
45. Термостойкие ароматические полиамиды [Текст] / Л.Б. Соколов, В.Д. Герасимов, В.М. Савинов и др. – М.: Химия, 1967. – 462 с.
46. Бахман, А. Фенопласты [Текст] / А.Бахман, К. Мюллер. – М.: Химия, 1978 – 288 с.
47. Производство изделий из полимерных материалов [Текст] / В.К. Крыжановский, М.Л. Кербер, В.В. Бурлов, А.Д. Паниматченко. – СПб.: Профессия, 2004 – 464 с.

48. Ситар, В.І. Побудова елементів САПР при моделюванні та проектуванні обладнання хімічної промисловості за допомогою пакета Mathcad [Текст] / В.І. Ситар, М.В. Бурмістр, І.М. Кузяєв. – Дніпропетровськ: УДХТУ, 2004. – 317 с.

49. Кобаяши, А. Обработка пластмасс резанием [Текст] / А. Кобаяши. – М.: Машиностроение. – 1974. – 192 с.

50. Корягин, С.И. Способы обработки материалов [Текст] / С.И. Корягин, И.В. Пименов, В.К. Худяков. – Калининград.: Из-во КУ. – 2000. – 448 с.

51. Р 50-28-87 Рекомендации формы заточки режущей части резцов для обработки пластмасс и условия их эксплуатации. Дата введения 01.01.85. С. 14

52. Штучный, Б.П. Обработка пластмас резаньем. Справочное пособие [Текст] / Б.П. Штучный. – Машиностроение, 1974. – 145 с.

53. Wang, H. Materials and processing of polymer-based electrochromic devices [Text] / H. Wang, M. Barrett, B. Duane // Materials Science and Engineering: B. – 2018. – Vol. 228. – P. 167–174.

<https://doi.org/10.1016/j.mseb.2017.11.016>.

54. Каллистер, У. Д. Материаловедение: от технологии к применению (металлы, керамика, полимеры) [Текст] / У. Д. Каллистер, Д.Д. Ретвич. – Санкт-Петербург: Научные основы и технологии, 2011. – 896 с.

55. Burya, A. I. Influence of metal-containing carbon fibers on the properties of carbon-filled plastics based on aromatic polyamide [Text] / A. I. Burya, A. M. Safonova, I. V. Rula // Journal of Engineering Physics and Thermophysics. – 2012. – Vol. 85. – P. 943–949.

<https://doi.org/10.1007/s10891-012-0734-6>

56. Kabat, O.S. Polymer composite materials with a high level of thermal stability based on phenolic resins and disperse silica fillers [Text] / O.S. Kabat, Y.M. Kobelchuk, D.O. Chervakov, O.V. Chervakov // Наука, Технології, Інновації. – 2018. – №. 2 (6) – P. 48–53.

57. Kabat, O.S. Fillers on the silica base for polymer composites of constructional purpose [Text] / O. S. Kabat, K. V. Heti., I. L. Kovalenko, A. M. Dudka // Journal of chemistry and technologies. – 2019. – Vol. 27(2) – P. 247–254.

<https://doi.org/10.15421/08192702>

58. Михайлин, Ю.А. Специальные полимерные композиционные материалы [Текст] / Ю.А. Михайлин – М: Научные основы и технологии, 2009. – 660 с.
59. Schrader, A. M. Surface chemical heterogeneity modulates silica surface hydration [Text] / A. M. Schrader, J. I. Monroe, R. Sheil and oth. // Proceedings of the National Academy of Sciences. – 2018. – 115 (12). – P. 2890–2895.
60. Браун, Д. Практическое руководство по синтезу и исследованию свойств полимеров [Текст] / Д. Браун, Г. Шердон, В. Керн М: Химия, 1976. – 256 с.
61. Тростянская, Е.Б. Термоустойчивость пластиков конструкционного назначения [Текст] / Е.Б. Тростянская. – М.: Химия, 1980 – 240 с.
62. Коршак, В.В. Химическое строение и температурные характеристики полимеров [Текст] / В.В. Коршак. – М.: Наука, 1970 – 390 с.
63. Ebnesajjad, S. Expanded PTFE Applications Handbook: Technology, Manufacturing and Applications [Text] / S. Ebnesajjad. – William Andrew, 2016. – 30 с.
64. Мадорский, С. Термическое разложение органических полимеров [Текст] / С. Мадорский. – М: Мир, 1967 – 328 с.
65. Чукин, Г.Д. Химия поверхности и строение дисперсного кремнезёма [Текст] / Г.Д. Чукин. – М.: Типография Паладин, ООО «Принта», 2008. – 172 с.
66. Корнілович, Б.Ю. Фізична хімія кремнезему і нанодисперсних силікатів [Текст] / Б.Ю. Корнілович. – К.: Освіта України, 2013. – 178 с.
67. Годовский, Ю.К. Теплофизические методы исследования полимеров [Текст] / Ю.К. Годовский. – М.: Химия, 1976. – 216 с.
68. Design and system integration of a hybrid inland push boat powered by hydrogen fuel cells and Li-ion NMC batteries and the challenge of providing a bunkering infrastructure [Text] / O. Haase, S. Apenbrink, S. R. Krebs, [et al.] // Ship Technology Research. – 2020. – Vol. 67, Issue 2. – P. 61–68.
<https://doi.org/10.1080/09377255.2018.1523979>
69. Чичинадзе, А.В. Основы трибологии (трение, износ, смазка) [Текст] / А.В. Чичинадзе. – М: Машиностроение, 2001. – 664 с.
70. Stammler, M. Effect of load reduction mechanisms on loads and blade bearing movements of wind turbines [Text] / M. Stammler, P. Thomas, A. Reuter and oth. // Wind energy. – 2020. – Vol. 23. – P. 274–290
<https://doi.org/10.1002/we.2428>

71. Pyatibratov, G. Ya. On the Use of Electromechanical Systems for Limiting Dynamic Loads in Spring Mechanisms [Текст] / G. Ya. Pyatibratov // Russian Electrical Engineering. – 2018. – Vol. 89. – P 36–41.

72. Bošnjak, S. External Load Variability of Multibucket Machines for Mechanization [Текст] / S. Bošnjak, N. Đ. Zrnić, V. M. Gašić // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 422. – P. 678–683

73. Гуль, В.Е. Структура и механические свойства полимеров 4-е изд., перераб. и доп. [Текст] / В.Е. Гуль, В.Н. Кулезнев. – М.: Издательство «Лабиринт», 1994. – 367 с.

74. Тетрых, В.А. Химические реакции с участием поверхности кремнезема [Текст] / В.А. Тетрых, Л.А. Белякова. – Киев: Наукова думка, 1991. – 264 с.

75. Гаркунов, Д.Н. Триботехника(износ и безизносность) [Текст] / Д.Н. Гаркунов. – М.: Машиностроение, 1985. – 424 с.

76. Mao, K. The wear resistance improvement of fibre reinforced polymer composite gears [Text] / K. Mao, D. Greenwood, R. Ramkumar and oth. // Wear. – 2019. – Vol. 426–427. – P. 1033–1039. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.12.043>

77. Pixiang, L. Advanced polymeric coatings for tilting pad bearings with application in the oil and gas industry [Text] / L. Pixiang , J. L. Meyer, B. Vaezian, A. A. Polycarpou // Wear. – 2016. – Vol. 354–355. – P.10–20.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.02.013>

78. Кабат, О. С. Полімерні композиційні матеріали для вузлів тертя космічної та авіаційної техніки [Текст] / О. С. Кабат, В.І. Ситар, Д.В. Єрмаченко та інші. // Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки: збірник наукових праць Дніпровського національного університету ім. О. Гончара. – 2017. – Том. XXIII. – P. 40–48.

79. Kabat, O. Antifrictional polymer composites based on aromatic polyamide and carbon black [Text] / O. Kabat, V. Sytar, K. Sukhyu // Chemistry & chemical technology. – 2018. – Vol.12. – № 3. – P. 326–330.

<https://doi.org/10.23939/chcht12.03.326>

80. Аулін, В.В. Вплив режимів експлуатації на зношування деталей, виготовлених з полімерно-композитного матеріалу [Текст] / В.В. Аулін, О.Д. Деркач, Д.О. Макаренко, А.В. Гриньків // Проблеми трибології. – 2018. – Том 90. – № 4. С. 65–69.

81. Сытар, В.И. Оптимизация состава композиции по комплексу триботехнических характеристик [Текст] / В.И. Сытар, И.М. Кузьяев, А.И. Буря и др. // Трение и износ. – 2004. – 25 (2). – С. 219.

82. Буря, А.И. Влияние содержания волокна оксалон на триботехнические характеристики органопластиков на основе фенилона С–1 [Текст] / А.И. Буря, А-М.В. Томина, В.А. Чернов // Problems of Tribology. – 2016. – Т. 82 (4). – С. 16–16.

83. Кабат, О. С. Полімерні композиційні матеріали спеціального призначення на основі фторопласту [Текст] / О. С. Кабат, М.В. Душейко // Технологические системы. – 2017. – Т. 4 (81). – С. 63–67.

84. Liu, Y. Preparation and tribological properties of hybrid PTFE/Kevlar fabric self-lubricating composites [Text] / Y. Liu, N. Xu, Y. Wang and oth. // Surface and Coatings Technology. – 2019. – Vol. 361. – P. 196–205.

<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.12.121>

85. Wang, A.H. A novel assembly of MoS₂-PTFE solid lubricants into wear-resistant micro-hole array template and corresponding tribological performance [Text] / A.H.Wang J.Xia Z.X.Yang D.H.Xiong // Optics & Laser Technology. – 2019. – Vol. 116. – P. 171–179.

<https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.03.033>

86. Кабат, О.С. Термостойкие полимерные композиты специального назначения для тяжело нагруженных узлов трения [Текст] / О.С. Кабат, В.И. Сытар, А.А. Митрохин. – Технологические системы. – 2017. – Т.2(79). – С. 25–33.

87. Ситар, В.І. Дослідження впливу дрібнодисперсного силікагелю на властивості ароматичного поліаміду фенілону [Текст] / В.І. Ситар, О.С. Кабат // Вопросы химии и химической технологии. – 2005. – №1. – P. 199–203.

88. Бартењев, Г.М. Трение и износ полимеров [Текст] / Г.М. Бартењев, В.В. Лаврентьев. – Л.: Химия, 1972. – 240 с.

89. Трение и износ материалов на основе полимеров [Текст] / В.А. Белый, А.И. Свириденко, М.И. Петроковец, В.Г. Савкин – Минск.: Наука и техника, 1976. – 432 с.

90. Польцер, Г. Основы трения и изнашивания: Пер. с нем. [Текст] / Г. Польцер, Ф. Майсснер. – М.: Машиностроение, 1984. – 264 с.

91. Смуругов, В.А. Фрикционный перенос полимеров и его связь с молекулярными процессами в зоне контакта [Текст] / В.А. Смуругов, В.В. Биран, А.Б. Купчинов, В.Г. Савкин // Трение и износ. – 1990. – Т.11, №3. – С. 521–525.

92. Мархель, И. Деталі машин [Текст] / И.К. Мархель. – К: Алерта, 2016. – 368 с.

93. Виноградов, В.Н. Абразивное изнашивание [Текст] / В.Н. Виноградов. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.

94. Ксантос, М. Функциональные наполнители для пластмасс [Текст] / М. Ксантос. – Санкт-Петербург: НОТ, 2010. – 462 с.

95. Колесников, И. В. Системный анализ и синтез процессов, происходящих в металлополимерных узлах трения фрикционного и антифрикционного назначения [Текст]: диссертация на соискание учёной степени доктора технических наук.: 05.02.04 / Колесников И. В. – Ростов-на-Дону, 2016. – 394 с.

РОЗДІЛ 4

РОЗВИТОК СФЕР ЗАСТОСУВАННЯ ПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИТІВ У МАШИНОБУДУВАННІ ТА БУДІВНИЦТВІ

(Кобець А.С., Деркач О.Д.)

4.1 Деякі експериментально-виробничі потужності наукової школи «Полімерні композити в АПК»

Науково-дослідне обладнання, яке використовують науковці школи, наведене в Розділі 1. Проте, мета дослідника полягає не тільки у дослідженні різнобічних властивостей ПКМ, а і у їх удосконаленні, отриманні матеріалів з такими властивостями, що відповідають умовам роботи саме конкретного механізму або машини. Щоб такі композити отримувати, необхідне спеціальне лабораторно-виробниче обладнання: змішувачі, екструдер, ливарне обладнання. До одного з найважливіших і найдорожчих із вказаного обладнання відноситься двокомпонентний екструдер (рис. 4.1), зібраний власноруч Валерієм Сукачовим, працівником кафедри ЕМТП ДДАЕУ.



Рис. 4.1 – Двокомпонентний науково-дослідний екструдер
Власник і майстер – Валерій СУКАЧОВ

Екструдер призначений для отримання ПКМ на основі термопластичних в'язучих (наприклад поліетилен, поліаміди, тощо) із уведенням в їх структуру колоїдного або термічно розщепленого графіту або волокон, у тому числі, вуглецевих. Уведення наповнювачів у полімерну матрицю відбувається за допомогою дозуючих пристроїв, черв'яка. В подальшому змішування компонентів відбувається в чотирьох зонах високих температур, які залежать від хімічної формули матриці. Отримана в зонах високих температур композиція під високим тиском проходить через філь'ери і подається у вигляді стренг в охолоджувальну ванну, наповнену водою. Охолоджені стренги втягуються в різальний механізм і подрібнюються в гранули потрібної довжини. Отримана таким чином сировина, придатна для подальшої переробки у виробі методом лиття під тиском на різних ливарних машинах, у тому числі й напівавтоматичного типу, яка функціонує в лабораторії полімерних композитів наукової школи (рис. 4.2).

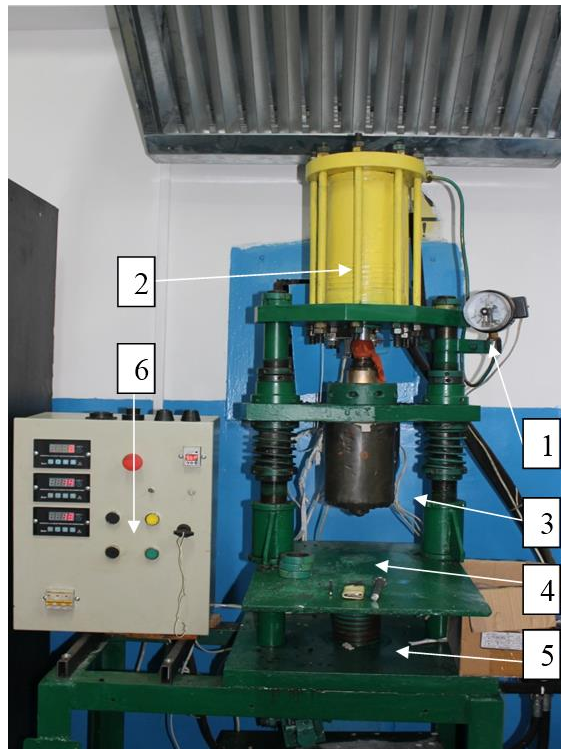


Рис. 4.2 – Ливарна машина: 1 – манометр; 2 – гідроциліндр;
3 – ливарний циліндр; 4 – стіл робочий;
5 – станина; 6 – блок управління

На ливарній машині оптимізується технологія переробки шляхом варіації температури розплаву, тиску, тривалості впорскування, температури прес-форм та інших параметрів. Виготовлені зразки досліджуються на різні властивості з метою оптимізації інженерно-технологічних рішень в існуючих машинах і механізмах та для пошуку і впровадження в нових, перспективних сферах застосування, деякі з них ми розглянемо далі.

4.2 Автономні платформи (агророботи)

Сьогодні є всі підстави стверджувати, що розвиток технічного забезпечення агросектору буде пов'язаний з експлуатацією безпілотних агрегатів, їх дистанційним управлінням і віддаленим контролем виробничих процесів. Вже сьогодні найбільші виробники с.-г. техніки пропонують досить розвинуті телематичні системи (JD Link, Telematics та ін.) та цілий спектр софтів для систем точного землеробства (AMS, Trimble, AFS, SMS, PLM, Cropwise та ін.). Інструменти для ведення точного землеробства постійно удосконалюються, перетворюючи його на так зване розумне та цифрове землеробство. Для цього розробляються цифрові платформи для планування технологічних операцій і дистанційного управління технікою. Вже сьогодні технічно є можливість безпечно експлуатувати безпілотну техніку, окремі моделі якої презентували той же John Deere, CNH, CLAAS та інші провідні виробники с.-г. техніки. Як правило, ці безпілотні агрегати створені на основі конструкцій, базою яких був класичний трактор. Відповідно, на їх базі створювалися класичні машинні агрегати тягово-енергетичної концепції.

Однак, з'явилася ще одна категорія техніки, яка з самого початку проектування створювалася, як великі сільськогосподарські роботи. До таких можна віднести автономну платформу Raven Autonomous Platform (рис. 4.3) – це перший серійний агроробот, який вже продається і використовується в деяких агропідприємствах Канади [1]. У минулому році у фермерських господарствах світу експлуатувалося вже 10 таких платформ. Платформа використовується на трьох операціях: сівба, розкидання мінеральних добрив та обприскування. Для цього вона агрегується з відповідними виконавчими меха-

нізмами. Сама ж платформа побудована на рамній основі, на якій встановлений дизель, а колеса приводяться в рух за допомогою гідростатики.



Рис. 4.3 – Автономна платформа Raven Autonomous Platform на сівбі

Удосконалення конструкції відбувається у співпраці виробника Raven та фахівців Olds College (Канада). Аналізуючи конструкції навесного обладнання нами встановлено, що модуль сівалки виконаний із застосуванням традиційного конструювання (рис. 4.4). Очевидно, виробник наразі вирішує завдання підвищення технічного рівня самої платформи, а не обладнання. Однак, такий підхід зменшує автономність платформи і вимагатиме частішого і ретельнішого догляду за обладнанням. Система технічного обслуговування також побудована на основі класичних підходів: періодичного змащування трибоспряжень, досить частий контроль зазорів у виконавчих механізмах тощо.

На наш погляд, підвищити автономність платформи та зменшити кількість втручань людського фактору у виробничий процес та в технічну складову будь-яких агророботів дозволить використання трибоспряжень, в основу яких покладено застосування деталей з ПКМ. Так, у даній конструкції доцільно застосувати в трибоспряженнях посівних секцій самозмащувальні ПКМ. Накопичений нами досвід впровадження ПКМ у с.-г. техніку [2–4] вказує на те, що необхідно, обґрунтувавши наукові основи роботоздатності

ПКМ саме в даному механізмі, можна вирішити такі завдання для Raven Autonomous Platform:

- повністю ліквідувати технічне обслуговування посівних секцій, залишивши лише технологічні налаштування;
- підвищити точність глибини посіву до 0,5 см (зараз найменша поділка шкали глибини складає $\frac{1}{2}$ inc або 1,27 см, а це велика похибка для умов України);
- підвищити довговічність трибоспряжень агрегату за рахунок утворення на їх робочих поверхнях ефекту переносу, який активно проявляється за використання розроблених нами ПКМ.



Рис. 4.4 – Посівна секція платформи Raven Autonomous Platform виконана традиційними методами машинобудування

Наявність вуглецевих волокон та термічно розширеного або колоїдного графіту в структурі розроблених ПКМ забезпечують експлуатацію трибоспряжень в режимі тертя без змащування, знижують негативний вплив абразиву на ефективність їх роботи. Імовірність заклинювань полімерно-композитних пар тертя, що має місце при терті системи «метал-метал», мінімальна.

Запатентовані технічні рішення [5, 6] сьогодні ефективно застосовуються в Україні. Це – діючі патенти.

Таким чином, на основі накопиченого науково-практичного досвіду можна зробити висновок, що застосування самозмащувальних ПКМ конструкційного призначення у трибоспряженнях агророботів забезпечить підвищення їхньої надійності та якості виконання агропромислових і ми рекомендуємо впроваджувати їх у конструкцію виконавчих механізмів.

4.3 Дорожні покриття

Відомо, що в світі сьогодні існують дорожні покриття – автомобільні дороги, велодоріжки, пішохідні тротуари – виготовлені з композицій на основі перероблених пластиків (рециклінг). В Україні є всі передумови для створення доріг з використанням перероблених пластиків, у тому числі й з відходів. В нашій країні культура утилізації відходів, а особливо з полімерних матеріалів, перебуває на стадії становлення і знаходиться ще на низькому рівні (рис. 4.5).



Рис. 4.5 – Вигляд другорядної дороги, яка прилягає до траси Е-105 «Дніпро-Харків» біля міста Новомосковськ

Такий пластик може бути відсортований і використаний у вигляді матриці або наповнювача для доріг. Також доцільно використовувати поліетиленову плівку (виготовленої в результаті рециклінгу), як гідроізоляцію на автобанах (рис. 4.6). Така технологія набула поширення за кордоном і вже використана в Україні на автобані «Дніпро-Київ» на ділянці НЗ1.



Рис. 4.6 – Нові бетонні автобани мають поліетиленову гідроізоляцію (обведена ділянка), що підвищує довговічність автошляхів

Також ПКМ доцільно використовувати для оздоблювальних робіт: вкзівники, огорожі, уловлювачі транспорту та ін.

4.4 Спеціальна техніка

Високі міцнісні та трибологічні характеристики сучасних ПКМ, в тім числі, й розроблених науковою школою, дають поштовх для розширення їх застосування із сфери сільськогосподарського машинобудування, наприклад, у військову. Одним із таких прикладів може бути застосування кульок поворотного пристрою башти бойових машин піхоти (десанту) або навіть танків. Зазвичай в цих механізмах застосовуються металеві кульки, так як вони витримують достатньо високе навантаження і температури. Однак, у разі фізичної деформації кульки, механізм може втратити свої функції. З'являється висока вірогідність заклинювання механізму повороту башти.

Розроблені в науковій школі ПКМ придатні до умов роботи в даних механізмах. Наприклад, згідно вимог щодо міцності, до кульок висувається

витримка навантаження 900 кг. ПКМ на основі поліаміду 6, із вмістом 40% вуглецевого волокна має границю міцності при стисканні 2450 кг. Тому може бути запропонована конструкція поворотного механізму з ПКМ-кульками (рис. 4.7).



Рис. 4.7 – Секція поворотного механізму башти бойової машини з ПКМ-кульками. Експериментальний варіант

В застосуванні таких кульок є істотна перевага. При тепловій або ударній дії, кулька (або кульки) руйнуються, але заклинювання механізму не відбувається. Він продовжує функціонувати далі. Є ще ряд механізмів, трибоспряжень, в яких доцільно використовувати ПКМ, так як їх властивості на сьогодні значно зросли і відповідають заявленим умовам роботи.

4.5 Інші перспективні сфери застосування конструкційних ПКМ

Подальше розширення сфери застосування ПКМ є невинним. Полімерні композити з новими властивостями застосовуються вже і будуть знаходити подальше застосування в медицині, починаючи від імплантів (штучне серце, судини, клапани серця і т.д.) і закінчуючи інструментарієм та обладнанням, до якого висуваються високі вимоги інертності до біологічних об'єктів, високої зносостійкості хімічної та термостійкості.

Склопластики також набувають поширення в будівництві – в якості арматури для бетону (замість металу), будівельних балок тощо.

Конструкційні ПКМ знаходять застосування в авіації та космічній галузі через їх низьку питому вагу та стійкість до радіоактивного випромінювання. Найширшого застосування в космічній галузі вже досягли ПКМ на основі терморезистивних матриць і великої кількості вуглецевих волокон, які здатні витримувати високі температури, навантаження і, що дуже важливо, такі вироби мають високу стабільність розмірів. Впровадження ПКМ в конструкції ракетноносіїв, супутників та планетоходів сприяє підвищенню корисного навантаження, а отже, ефективність місій підвищується.

Очевидно, що синтез полімерів дозволить у недалекому майбутньому отримати повністю самовідновлювані матеріали, які будуть «зживляти» пошкодження. Сьогодні вже є такі матеріали, однак і швидкість «зживлення» ще надто низька, і вартість таких ПКМ ще занадто висока. ПКМ з так званим, вкладеним структурним інтелектом.

Наступним кроком стає розробка біополімерів, які стануть джерелом для отримання клітинних стінок, хромосом, рибосом та ін. Біополімери будуть нести енергетичну, захисну, регуляторну функції живих організмів, чим змінить підходи до лікування та реабілітації в медицині, а остання стане направлена на індивідуальний супровід пацієнта.

Таким чином, перед науковою школою «Полімерні композити в АПК» стоять нові науково-технічні завдання зі створення, дослідження та впровадження нових полімерно-композиційних матеріалів конструкційного призначення у багатьох сферах застосування науки і техніки.

ЛІТЕРАТУРА

1. Olds College. Офіційний сайт. Режим доступу: <https://www.oldscollege.ca/>.

2. Деркач О.Д., Кругман О.О. Деякі напрями підвищення технічного рівня сільськогосподарської техніки застосуванням конструкційних полімерно-композитних матеріалів / Матеріали 1ої Міжнародної науково-практичної конференції «Підвищення надійності машин і обладнання. Increase of Machine and Equipment Reliability», 17–19 квітня 2019 р. – Кропивницький: ЦНТУ, 2019. – 294 с., С. 143–146.

3. Деркач О.Д. Макаренко Д.О., Муранов Є.С., Лободенко А.В. Підвищення довговічності рухомих з'єднань посівних машин впровадженням прогресивних конструкційних матеріалів / Науковий вісник Таврійського державного агротехнологічного університету імені Дмитра Моторного [Електронний ресурс]. Мелітополь: ТДАТУ, 2021. Вип. 11, том 2.

4. Деркач О.Д., Макаренко Д.О., Муранов Є.С., Субочев О.І., Деркач П.О. Застосування полімерних композитів у конструкціях агророботів та сільськогосподарської техніки / Теоретичні та експериментальні аспекти сучасної хімії та матеріалів ТАСХ-2021: Матеріали V Всеукраїнської наукової конференції, 10 квітня 2021 р., м. Дніпро. – Дніпро: «Середняк Т.К.», 2021. – 267 с., С. 63–66

5. Універсальний дисково-анкерний сошник: пат. 94773 Україна / Прокаєв С.Ф., Шаповал О.М., Деркач О.Д., Макаренко Д.О. та ін. – опубл. 25.11.2014, Бюл. № 22.

6. Посівний комплекс: пат 94776 Україна / Хорішко В.Д., Прокаєв С.Ф., Шаповал О.М., Деркач О.Д. – опубл. 25.11.2024, Бюл. № 22.

Одне з найуспішніших практичних втілень розробок наукової школи «Полімерні композити в АПК» – модернізація посівних машин полімерно-композитними матеріалами. Дослідження здійснювалися у співпраці з ТОВ «Науково-виробниче підприємство «Союз-Композит» та корпорацією «Агро-Союз». В результаті – довговічність посівних машин зросла в декілька разів, а проведення технічного обслуговування паралеліграмних механізмів проводити не потрібно. При експлуатації модернізованих посівних машин вітчизняного виробництва «Агро-Союз Turbosem II 19-60», встановлено два рекорди України у 2014 та 2016 рр. Напрацювання машин без технічного обслуговування склало відповідно 9179,5 га та 17251 га. Досягнення на сьогоднішній день залишаються не перевершеними. Технологія впроваджена у виробництво.



НАУКОВЕ ВИДАННЯ

Кобець Анатолій Степанович
Деркач Олексій Дмитрович
Чигвінцева Ольга Павлівна
Кабат Олег Станіславович
Рула Ірина Василівна
Дудін Володимир Юрійович
Макаренко Дмитро Олександрович
Бойко Юлія Володимирівна

**ЗАСТОСУВАННЯ
ПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИТІВ
В АГРОПРОМИСЛОВОМУ КОМПЛЕКСІ**

Монографія

Доробок наукової школи ДДАЕУ
«Полімерні композити в АПК»

Відповідальний за випуск - Деркач О.Д.

Підписано до друку 30.06.2022р. Формат 60x84 1/16.
Ум. друк. арк. 16,7. Обл.-вид. арк. 17,8.
Тираж 20 пр. Зам. № 490.

Видавництво “Журфонд”
49000, Дніпро, пр. Д. Яворницького, 60.
Свідоцтво про внесення до Державного реєстру
ДК №684 від 21.11.2001 р.

Віддруковано
Приватне підприємство «Інтеграл»
Свідоцтво про внесення до Державного реєстру
Серія АОО № 767897 від 17.11.2003 р.
49000, м. Дніпро, вул. Воскресенська, 41, к. 122

**КОБЕЦЬ А.С., ДЕРКАЧ О.Д., ЧИГВІНЦЕВА О.П., КАБАТ О.С., РУЛА І.В., ДУДІН В.Ю.,
МАКАРЕНКО Д.О., БОЙКО Ю.В.**

К55 Застосування полімерних композитів в АПК. Монографія. - Дніпро: Журфонд, 2022. - 356 с.

У монографії наведено історію розвитку наукової школи «Полімерні композити в АПК», коротко представлені біографії науковців школи, окреслені основні напрямки діяльності. Розкрито методи і методики наукових досліджень властивостей полімерних композитів, їх характеристики, області застосування та перспективні напрямки досліджень. Обґрунтовано оптимальні формули полімерних композитів для раціонального застосування в механізмах і машинах агропромислового комплексу, надані рекомендації. Також розглянуті можливості застосування полімерних композитів в інших сферах машинобудування.

УДК 678.631