

**ШЛІФУВАННЯ І ДОВОДКА
ЗНОСОСТІЙКИХ АНТИФРИКЦІЙНИХ
КОМПОЗИТНИХ ДЕТАЛЕЙ
ДРУКАРСЬКИХ МАШИН**

Київ – 2019

Рецензенти

С. А. Клименко,

доктор технічних наук, професор,
Лауреат Державної премії України в галузі науки і техніки,
заступник директора з наукової роботи Інституту надтвердих матеріалів
ім. В. М. Бакуля НАН України

Ю. М. Подрезов,

доктор фізико-математичних наук, старший науковий співробітник,
завідувач відділом Інституту проблем матеріалознавства
ім. І. М. Францевича НАН України

Шліфування і доводка зносостійких антифрикційних композитних деталей друкарських машин. ч. 2: монографія/А. П. Гавриш, П.О. Киричок, Т. А. Роїк, Ю. Ю. Віцюк, В. Г. Олійник. – К.: Видавничий дім «АртЕК», 2019. – 130 с.

У частині 2 монографії розкриваються конкретні приклади з питань створення та використання нових композиційних антифрикційних деталей для важких умов експлуатації на основі регенованих шліфувальних відходів широкої номенклатури високолегованих інструментальних сталей, а також на основі високолегованих порошків алюмінієвих, нікелевих і мідних сплавів. Особливістю досліджуваних нових композиційних матеріалів для антифрикційних деталей є те, що вони виготовлені за розробленими авторами технологіями, які захищені патентами України, і описані авторами у відповідних розділах.

Для фахівців машинобудівного та матеріалознавчого профілю, які займаються розробленням нових деталей тертя для екстремальних умов експлуатації поліграфічного обладнання. Може бути корисною для студентів та аспірантів вищих технічних навчальних закладів.

ЗМІСТ

ВСТУП	5
РОЗДІЛ 1. НОВІТНІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ТЕРТЯ ПОЛІГРАФІЧНИХ МАШИН НА ОСНОВІ РЕГЕНЕРОВАНОЇ ВТОРИННОЇ СИРОВИНИ	8
1.1. Антифрикційні композиційні матеріали на основі шліфувальних відходів штампових та інструментальних сталей	9
1.1.1. Антифрикційний композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів інструментальної сталі 7ХГ2ВМФ	9
1.1.2. Антифрикційний композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів сталі 85Х6НФТ	13
1.1.3. Композиційний підшипниковий матеріал на основі шліфувальних відходів швидкорізальної сталі 11РЗАМЗФ2.....	17
1.1.4. Підшипниковий композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів інструментальної сталі 4ХМНФС.....	21
1.1.5. Підшипниковий композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів швидкорізальної сталі Р2АМ9К5.....	25
1.1.6. Порошковий антифрикційний матеріал на основі шліфувальних відходів швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3	29
1.1.7. Підшипниковий композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів інструментальної штампової легованої сталі 5ХЗВЗМФС.....	33
1.2. Антифрикційні композиційні сплави на основі кольорових металів	37
1.2.1. Антифрикційний композиційний матеріал на основі нікелевого сплаву ЗИ929.....	37
1.2.2. Антифрикційний композиційний матеріал на основі міді.....	40
Хімічний склад та фізико-механічні властивості композитів на основі міді	43
1.2.3. Антифрикційний матеріал на основі шліфувальних відходів сплаву АК8МЗч.....	44
1.2.4. Композиційний підшипниковий матеріал на основі шліфувальних відходів сплаву АМ4,5Кд	48

1.2.5. Порошковий антифрикційний матеріал на основі шліфувальних відходів сплаву АК12ММгН.....	52
1.2.6. Композиційний зносостійкий матеріал на основі шліфувальних відходів алюмінієвого сплаву 1420	57
Висновки до розділу 1.....	62

РОЗДІЛ 2. ТОНКЕ АБРАЗИВНЕ ШЛІФУВАННЯ КОМПОЗИТНИХ ДЕТАЛЕЙ ТЕРТЯ ДРУКАРСЬКИХ МАШИН..... 64

2.1. Забезпечення параметрів якості поверхонь композитних підшипників ковзання тонким абразивним шліфуванням	65
2.1.1. Вплив абразивного інструменту на шорсткість поверхонь композитних підшипників поліграфічної техніки при тонкому шліфуванні	66
2.1.2. Силове поле при тонкому абразивному шліфуванні деталей тертя з нових композиційних сплавів для друкарської техніки.....	73
2.1.3. Температури при тонкому абразивному шліфуванні деталей з композитів на основі відходів інструментальних сталей	78
2.1.4. Параметри деформаційного зміцнення підшипників ковзання з композиційних сплавів для друкарських машин при абразивному шліфуванні	83
2.1.5. Формування залишкових напружень поверхневих шарів тертя композитних підшипників поліграфічних машин при тонкому абразивному шліфуванні.....	90
2.1.6. Динамічне зміцнення поверхонь композитних деталей тертя друкарських машин тонким шліфуванням	99
2.1.7. Аналіз температурного поля при динамічному ударі абразивного зерна в процесі шліфування композитних деталей тертя друкарських машин.....	109
2.1.8. Залишкові напруження поверхневих шарів при тонкому абразивному шліфуванні композитних підшипників ковзання	117
Висновки до розділу 2.....	122

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	123
СПИСОК ДЖЕРЕЛ.....	125

ВСТУП

Ефективність функціонування техніки у поліграфічній галузі значною мірою залежить від стабільності роботи контактних пар, що визначають як зносостійкість конкретного вузла тертя, так і машини у цілому.

Зношування деталей контактних з'єднань, зокрема антифрикційного призначення, є причиною розбалансування вузла внаслідок зміни розмірів зношених деталей, що призводить до нестабільності роботи устаткування, втрати продуктивності і зниження якості продукції [1, 2]. Авторами [3, 4] доведено, що саме кількість та термін міжремонтних робіт на 70 % залежить від тертьових сполучень.

Аналогічні причини виходу з ладу брошурувально-палітурного обладнання, а саме фальцапаратів, різальних машин, машин для вклеювання окремих елементів в упаковку, автоматичних каширувальних машин та ін. Постдрукарське обладнання займає одне із провідних місць у поліграфічній промисловості і є важливою ланкою в технологічному процесі виготовлення друкарської продукції [1].

Більшість відмов (до 80 %) такого роду обладнання відбувається через зношування тертьових деталей. Вказане є наслідком насамперед недосконалості ливарних технологій виготовлення, що викликає постійні несправності такої техніки. Обладнання потребує великої кількості запасних частин, збільшує матеріальні витрати на ремонт та призводить до зростання браку друкарської продукції.

На думку фахівців з експлуатації вказаної техніки, головним фактором, що обумовлює вихід її з ладу і спричинює зростання браку продукції, є зношування антифрикційних елементів контактних пар [3].

Так, за даними Державного видавництва «Преса України», Державного підприємства Поліграфічний комбінат «Україна» та ТОВ «Завод експериментальних промислових технологій» (м. Київ) за 2016–2018 рр. термін роботи антифрикційних деталей тертя з литих алюмінієвих сплавів АК12, АМ4,5Кд, АК12ММГн, АК8, Д16 та ін. у ножових різальних маши-

нах типу Wohlenberg Trim-tec 560, Wohlenberg Trim-tec 607, у фальцапаратах типу Heidelberg-IF-50-ST, у фальцювально-склеювальних машинах типу «Bobst Mistral 110 A2», машинах для вклеювання елементів в упаковку «Heiber & Schroeder wr 800 d» та ін. становить лише до 1,5 року, що пов'язано з недосконалістю існуючих технологій виготовлення, наслідком чого є збільшення браку друкарської продукції.

Тому завдання підвищення зносостійкості й довговічності деталей тертя постдрукарських машин шляхом створення нових технологій виготовлення ефективних матеріалів з високими характеристиками зносостійкості дуже актуальне і потребує виконання комплексу досліджень.

Об'єктивною вимогою подальшого розвитку поліграфії є постійне підвищення якості друкарської продукції, що, безумовно, залежить від якості поліграфічного устаткування [1].

Враховуючи значну конкуренцію у галузі виробництва поліграфічного і постполіграфічного обладнання, фахівці приділяють особливу увагу підвищеним вимогам до функціонального призначення, точності та продуктивності таких машин. Першочерговими є питання підвищення надійності вузлів означеної техніки і окремих деталей, зокрема антифрикційних [2, 3].

Удосконалення роботи тертьових пар є важливим питанням, оскільки саме вони відповідають за стабільність експлуатації поліграфічного обладнання в цілому і постдрукарського зокрема [2, 3].

У галузі триботехнічних досліджень в роботах [1–3] залишилося не висвітленим питання технологічних особливостей виготовлення деталей поліграфічного обладнання. Це знайшло підтвердження у роботах [4–6], в яких, зокрема, йдеться про низький рівень експлуатаційних властивостей розроблених матеріалів для вузлів тертя.

З одного боку, розповсюджене застосування литих антифрикційних деталей, зокрема на основі алюмінію, неухильно зростає завдяки суттєвим перевагам, про що свідчать дослідження, висвітлені у роботі [6]. Проте технологія виготовлення литтям обмежує рівень антифрикційних характеристик майже вдвічі через використання рідкого мастила. Наприклад, у роботах [3] наведено результати різкого зниження втомної міцності деталей тертя при роботі з рідкими мастилами, що містять розчинені органічні кислоти та спричиняють корозію.

З другого боку, розробка деталей тертя – це використання порошкової технології виготовлення. Автори робіт [7, 8] доводять можливість додавання до складу вихідної шихти різних функціональних речовин, які призначені для надання композиту експлуатаційних характеристик, що неможливо досягти традиційними металургійними методами. У роботі [7] встановлено, що введення твердої змашувальної речовини

у фрикційний контакт підвищує рівень антифрикційних властивостей завдяки утворенню мастильної плівки на поверхні розділу. З підвищенням навантаження ефективність змащувальної дії зростає, що пояснюється зменшенням напруження на зсув. Численні дослідження властивостей композитних матеріалів на основі міді, нікелю, алюмінію з включенням різних видів твердих мастил наведено у працях [7–9]. Проте обмежені дані щодо використання алюмінієвих сплавів для виготовлення з них нових композитних деталей будь-якого призначення внаслідок існуючих технологічних складнощів у виготовленні порошкових матеріалів та високої ціни вихідної сировини (порошків) і обладнання для її виготовлення. Одним із напрямів вирішення вказаних складнощів на сьогодні є застосування вторинних процесів переробки матеріалів, про що свідчать технологічно та економічно обґрунтовані дослідження [10–12]. Цей підхід відповідає політиці Європейського Союзу щодо навколишнього середовища у царині поводження з відходами.

Як відомо, промислові шліфувальні відходи металів машинобудівного, приладобудівного виробництва, що утворюються на кінцевих операціях шліфування різних конструкційних деталей та після відповідної переробки, можуть бути використані у повторному виробничому циклі. Проте на сьогодні відсутні дослідження з поєднання ресурсозберігаючих технологій з методами порошкової металургії, що допоможуть підвищити властивості деталей у складних умовах роботи та спростити технологію виготовлення.

Перспективним напрямом дослідження є технологія регенерації вторинної сировини та введення додаткових композицій внаслідок відсутності досконалих методів порошкової металургії [11, 12].

Вищезазначене дає змогу стверджувати, що одним із шляхів вирішення науково-технічної проблеми є розроблення технології відновлення шліфувальних відходів сплавів методами порошкової металургії. Це допоможе застосовувати цінну відновлену металеву основу для виготовлення якісних антифрикційних деталей складної геометричної форми, зокрема, для вузлів фальцювально-склеювальних машин і машин для клеювання елементів в упаковку [7, 13].

РОЗДІЛ 1.

НОВІТНІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ТЕРТЯ ПОЛІГРАФІЧНИХ МАШИН НА ОСНОВІ РЕГЕНЕРОВАНОЇ ВТОРИННОЇ СИРОВИНИ

З урахуванням наведених вище теоретичних, методологічних та практичних рекомендацій були синтезовані нові марки зносостійких композитів для деталей тертя різного призначення та умов експлуатації на базі чорних і кольорових матеріалів. Основною ознакою усіх нових створених матеріалів є використання для їх виробництва шліфувальних відходів високолегованих штампових та інструментальних сталей (одного з головних продуктів виробництва інструментальних цехів і заводів) та кольорових металів (міді, нікелю, алюмінію) аерокосмічних, авіаційних та енергогенеруючих галузей народного господарства, які на сьогодні вивозяться у відвали і не використовуються у подальшому циклі виробництва [14–17]. Створені технології використання шліфувальних відходів для синтезу зносостійких композитів дають змогу отримати дефіцитні легуючі елементи та створюють необхідні умови для забезпечення високих вимог до параметрів зносостійкості і є одним із базових елементів екологічного захисту навколишнього середовища. Зрозуміло, що використання шліфувальних відходів для виготовлення нових матеріалів суттєво знижує собівартість продукції.

Нижче наведено основні розробки авторів цієї роботи щодо створення високолегованих зносостійких композитів, що захищені патентами України та набули широкого застосування під час проектування нових зразків поліграфічної техніки [18–20].

1.1. Антифрикційні композиційні матеріали на основі шліфувальних відходів штампових та інструментальних сталей

1.1.1. Антифрикційний композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів інструментальної сталі 7ХГ2ВМФ

Слід зазначити, що при розробці нового матеріалу було проведено глибокий патентний пошук. А саме, найбільш близьким до матеріалу за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є антифрикційний композиційний матеріал на основі сталі [21] наступного складу, мас. %:

Фторид кальцію	4,0–8,0
Вуглець	0,8–0,9
Марганець	0,15–0,4
Хром	5,0–6,0
Ванадій	0,3–0,5
Кремній	0,15–0,35
Нікель	0,9–1,3
Титан	0,05–0,15
Залізо	решта

Недоліками відомого матеріалу [21] є незадовільний рівень фізико-механічних та триботехнічних властивостей – високий коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування при високих швидкостях обертання (300–400 об./хв.) та підвищених навантаженнях на пару тертя (2,5 МПа) при одночасній дії високих температур – 600 °С на повітрі при терті без змащування рідким мастилом.

В основу створення нового композиційного матеріалу поставлено завдання підвищення фізико-механічних властивостей та триботехнічних характеристик – зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування при збільшенні швидкостей обертання до 300–400 об./хв. в умовах тертя за підвищених навантажень (2,5 МПа) без змащування на повітрі при одночасній дії температури (600 °С).

Поставлену задачу було розв'язано, оскільки антифрикційний композиційний матеріал на основі інструментальної сталі, що містить фторид кальцію та хімічні елементи – вуглець, марганець, хром, ванадій

і кремній, який відрізняється тим, що він додатково містить вольфрам та молібден, які разом з означеними хімічними елементами містяться у відходах інструментальної легованої сталі 7ХГ2ВМФ, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Фторид кальцію	4,00–8,00
Вуглець	0,68–0,75
Марганець	1,80–2,30
Хром	1,50–1,80
Ванадій	0,10–0,25
Кремній	0,20–0,40
Вольфрам	0,55–0,90
Молібден	0,50–0,80
Залізо	решта

Наступний приклад ілюструє те, як розв’язано задачу. Шліфувальні відходи інструментальної легованої сталі 7ХГ2ВМФ (ГОСТ 5950-73) піддають регенерації – операціям очищення від абразивної крихти та відновлювальному відпалу. Регеновані порошки – відходи сталі 7ХГ2ВМФ змішують з порошками фториду кальцію протягом 4 годин пресують при тисках 700–900 МПа та спікають при температурах 1150–1200 °С протягом 2 годин у середовищі водню.

Фізико-механічні властивості визначали за стандартними методиками: твердість – за ГОСТ 25698-83, ударну в’язкість – за СТ СЭВ 472-77, межу міцності при згині – за ГОСТ 18228-72.

Триботехнічні властивості визначали на повітрі при швидкостях обертання до 300–400 об./хв., температурі 600 °С, навантаженні 2,5 МПа у парі з контртілом із сталі Р18 з твердістю 57–59 HRC.

У табл. 1.1 наведено склади запропонованого антифрикційного композиційного матеріалу (склади 1–3), склади, які виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також фізико-механічні та триботехнічні властивості зазначених складів порівняно з властивостями найближчого аналогу [21] – антифрикційного композиційного матеріалу на основі сталі (склад 6).

Наведені у табл. 1.1 дані свідчать, що використання шліфувальних відходів інструментальної легованої сталі 7ХГ2ВМФ як металевої основи запропонованого антифрикційного матеріалу порівняно з найближчим

аналогом [21] забезпечує надання матеріалу більш високих фізико-механічних та триботехнічних властивостей. Це відбувається завдяки позитивній дії додатково присутніх вольфраму та молібдену, а також підвищеному вмісту марганцю.

Вольфрам та молібден підвищують міцність і твердість металевої матриці матеріалу завдяки утворенню додаткових карбідних фаз типу Me_6C , а саме, складних карбідів вольфраму і молібдену (W , Mo , Fe , Cr , V) $_6\text{C}$. Ці карбіди є основними карбідними фазами інструментальних штампових сталей, до яких належить евтектоїдна легована сталь 7ХГ2ВМФ.

Окрім цього при відносно невеликому вмісті вольфраму і молібдену практично повністю усувається схильність матеріалу до росту зерна при нагріванні у жорстких умовах експлуатації, оскільки твердий розчин металевої матриці має підвищену концентрацію не тільки хрому і ванадію, а й вольфраму та молібдену.

Структура металевої матриці матеріалу (перліт) після спікання відрізняється однорідністю, що притаманно евтектоїдним штамповим сталям і характеризується дрібнозернистою будовою, яка зберігається завдяки наявності не тільки карбідів ванадію (VC), а й присутніх карбідів вольфраму та молібдену. Як наслідок, карбіди вольфраму і молібдену перешкоджають руху дислокацій при високих швидкостях в умовах прикладання підвищених навантажень на пару тертя і тим самим сприяють підвищенню міцності та антифрикційності матеріалу, гальмуючи процеси знеміцнення при розігріванні контактуючих поверхонь у процесі експлуатації.

Завдяки присутності вольфраму і молібдену в результаті утворення дрібнозернистої структури металевої матриці запропонованого антифрикційного матеріалу виявляється відсутність меж між вихідними частинками-відходами інструментальної легової сталі 7ХГ2ВМФ, що сприяє зростанню міцності та ударної в'язкості, підвищенню термічної стійкості твердого розчину та є визначальним фактором для антифрикційного матеріалу, який працює при високих швидкостях обертання, температурах і підвищених навантаженнях.

Таким чином, присутність вольфраму і молібдену забезпечує поєднання достатньої міцності та твердості з пластичністю матеріалу. Підвищення пластичності матеріалу сприяє скороченню часу його припрацювання в умовах роботи на тертя та зношування за жорстких умов експлуатації.

Вказані властивості металевої матриці обумовлюють стійкість антифрикційного матеріалу до зношування в умовах прикладання динамічних навантажень.

Таблиця 1.1

**Хімічний склад та фізико-механічні
властивості зносостійких композитів на основі
досліджуваної інструментальної сталі**

№	Хімічний склад, мас.%	Твердість НВ, МПа	Ударна в'язкість, Дж/м ²	Межа міцності при згині, МПа	Інтен- сивність зношування, мкм/км, при швидкості обертання		Коефіцієнт тертя при швидкості обертання, об./хв.	
					300	400	300	400
1	7ХГ2ВМФ+4,0 CaF ₂	910	805	630	31	44	0,20	0,21
2	7ХГ2ВМФ+ 6,0 CaF ₂	920	785	610	30	43	0,19	0,20
3	7ХГ2ВМФ+ 8,0 CaF ₂	930	775	600	32	45	0,22	0,23
4	7ХГ2ВМФ+ 2,0 CaF ₂	900	790	590	68	73	0,30	0,33
5	7ХГ2ВМФ+ 9,0 CaF ₂	890	755	580	72	81	0,31	0,34
6	7ХГ2ВМФ+ (4,0-8,0)CaF ₂	900– 920	755– 790	590– 610	672– 723	910– 990	0,70– 0,72	0,72– 0,74

Підвищений вміст марганцю у запропонованому матеріалі також має позитивний вплив на його фізико-механічні властивості, що виявляється у підвищенні в'язкості.

Окрім цього, марганець затримує розпадання аустеніту в металевій матриці матеріалу після спікання, а відтак – збільшує його залишкову кількість. Це, у свою чергу, забезпечує мінімізацію об'ємних змін деталі при температурах експлуатації.

Отже, присутність марганцю усуває чутливість запропонованого матеріалу до негативного впливу масштабного ефекту та деформацій деталі при високих температурах, швидкостях обертання та підвищених навантаженнях.

Знижена концентрація ванадію у запропонованому матеріалі (порівняно з найближчим аналогом), який зв'яже велику кількість вуглецю, сприяє утворенню меншої кількості нерозчинних карбідів ванадію. Тому завдяки наявності переважаючих карбідів вольфраму і молібдену запропонований матеріал також має підвищену теплостійкість, що є позитивним фактором в умовах роботи за високих температур, швидкостей обертання та підвищених навантажень.

Таким чином, присутність вольфраму та молібдену сприяє значному зниженню коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування за умов роботи при високих швидкостях обертання, температурах та підвищених навантаженнях, що забезпечує збереження високих триботехнічних

властивостей при швидкостях обертання до 300–400 об./хв. та навантаженнях 2,5 МПа на пару тертя за умов дії температур до 600 °С.

При вмісті компонентів матеріалу за межами запропонованого складу (склади 4, 5) фізико-механічні і триботехнічні властивості знижуються.

Новий антифрикційний композиційний матеріал може використовуватись при виготовленні підшипників ковзання, що працюють без змащування рідким мастилом, втулок, вкладнів тощо, які експлуатуються при високих швидкостях обертання (300–400 об./хв.) та підвищених навантаженнях (2,5 МПа) в умовах дії високих температур (до 600 °С) на повітрі, зокрема, у вузлах тертя високошвидкісної друкарської техніки, термічного та металургійного обладнання, у вузлах тертя відцентрового устаткування.

Економічна ефективність використання запропонованого матеріалу, окрім підвищення фізико-механічних і триботехнічних властивостей при одночасному зростанні дії навантажуючих факторів на пару тертя, полягає також у можливості використання як сировини шліфувальних відходів інструментальної легованої сталі 7ХГ2ВМФ штампового виробництва.

1.1.2. Антифрикційний композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів сталі 85Х6НФТ

Антифрикційний композиційний матеріал на основі сталі [21] належить до тієї групи сплавів, які отримують методами порошкової металургії, зокрема, для виготовлення деталей різних машинобудівних галузей і передусім для підшипників ковзання, що працюють при підвищених навантаженнях та високих швидкостях ковзання в умовах дії високих температур на повітрі при терті без змащування. Найбільш близьким до нового сплаву за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є порошковий антифрикційний матеріал на основі швидкорізальної сталі (найближчий аналог) [22] наступного складу, мас. %:

Фторид кальцію	3,0–7,0
Вуглець	0,45–0,52
Марганець	0,2–0,5
Хром	2,5–3,2
Молібден	0,8–1,1
Вольфрам	3,0–3,6
Ванадій	1,5–1,8
Кремній	0,5–0,8
Ніобій	0,05–0,15
Залізо	решта

Недоліками відомого матеріалу [22] є незадовільний рівень фізико-механічних та триботехнічних властивостей – високий коефіцієнт тертя й інтенсивність зношування при високих швидкостях ковзання (6,0–8,0 м/с) та підвищених навантаженнях на пару тертя (1,0-2,0 МПа) при одночасній дії високих температур – 600 °С на повітрі при терті без змащування.

В основу створення нового композиту було поставлено задачу підвищення фізико-механічних властивостей та триботехнічних характеристик – зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування при збільшенні швидкостей ковзання до 6,0–8,0 м/с в умовах тертя за підвищених навантажень (1,0–2,0 МПа) без змащування на повітрі при одночасній дії температури (600 °С).

Поставлена задача була розв’язана тим, що антифрикційний композиційний матеріал на основі сталі, який містить фторид кальцію та хімічні елементи – вуглець, марганець, хром, ванадій і кремній, відрізняється тим, що він додатково містить нікель та титан, які разом з означеними хімічними елементами містяться у відходах інструментальної легованої сталі 85Х6НФТ, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Фторид кальцію	4,0–8,0
Вуглець	0,8–0,9
Марганець	0,15–0,40
Хром	5,0–6,0
Ванадій	0,3–0,5
Кремній	0,15–0,35
Нікель	0,9–1,3
Титан	0,05–0,15
Залізо	решта

Наступний приклад ілюструє те, як розв’язано поставлену задачу. Шліфувальні відходи інструментальної легованої сталі 85Х6НФТ (ГОСТ 5950-73) піддають операціям очищення від абразивної крихти та відновлювальному відпалу. Очищенні порошки-відходи сталі 85Х6НФТ змішують з порошками фториду кальцію протягом 4 годин, пресують при тисках 800–900 МПа та спікають при температурах 1150–1200 °С протягом 2 годин у середовищі водню.

Фізико-механічні властивості визначали за стандартними методиками: твердість – за ГОСТ 25698-83, ударну в’язкість – за СТ СЭВ 472-77, межу міцності при згині – за ГОСТ 18228-72.

Триботехнічні властивості визначали на повітрі при швидкостях ковзання 6,0–8,0 м/с, температурі 600 °С, навантаженні 2,0 МПа у парі з контртілом із сталі Р18 з твердістю 57–59 HRC.

У табл. 1.2 наведено склади запропонованого підшипникового композиційного матеріалу (склади 1–3), склади, які виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також фізико-механічні та триботехнічні властивості зазначених складів порівняно з властивостями найближчого аналогу [22] – підшипникового композиційного матеріалу на основі сталі (склад 6).

Наведені у табл. 1.2 дані свідчать, що використання шліфувальних відходів інструментальної легованої сталі 85Х6НФТ як металевої основи запропонованого антифрикційного матеріалу порівняно з найближчим аналогом [22] забезпечує надання матеріалу більш високих фізико-механічних та триботехнічних властивостей. Це відбувається завдяки позитивній дії додатково присутніх нікелю та титану.

Нікель значно підвищує фізико-механічні властивості матеріалу, зокрема його пластичність, внаслідок утворення при температурі спікання аустеніту зі зниженою кількістю вуглецю, а відтак – і зі зниженою кількістю вуглецю у перліті сталі при повільному охолодженні матеріалу після спікання. Разом із тим нікель сприяє повній перекристалізації сталевій матриці при охолодженні після спікання таким чином, що у структурі матеріалу відсутній залишковий аустеніт.

Окрім цього, нікель разом з титаном та хромом утворює додаткові інтерметалідні фази типу $(\text{Ni, Fe})_3\text{Ti}$ та $(\text{Ni, Fe, Cr})_3\text{Ti}$, які сприяють підвищенню міцності та твердості, а відтак – і зносостійкості матеріалу.

Титан чинить модифікуючу дію, значно подрібнюючи зерно металевої матриці матеріалу завдяки утворенню карбідів типу TiC . Окрім цього, частина титану входить до складу карбідів типів Me_7C_3 та Me_6C , а саме до карбідів хрому $(\text{Cr, Fe, V, Ti})_7\text{C}_3$ та $(\text{Cr, Fe, V, Ti})_6\text{C}$, що забезпечує підвищення міцності матеріалу, а інша частина титану переходить до твердого розчину при температурі спікання, що посилює дисперсійне твердіння при охолодженні й тим самим підвищує вторинну твердість та теплостійкість матеріалу, який працює при високих швидкостях ковзання, температурах та підвищених навантаженнях.

У результаті утворення дрібнозернистої структури металевої матриці антифрикційного матеріалу виявляється відсутність меж між вихідними частинками сталі, що сприяє зростанню міцності й ударної в'язкості та підвищенню термічної стійкості твердого розчину, що є визначальним фактором для матеріалу, який працює при високих швидкостях, температурах і підвищених навантаженнях.

Таблиця 1.2

**Хімічний склад та фізико-механічні властивості зносостійких
композитів на основі сталі [21]**

№	Змашувальна речовина	Твердість НВ, МПа	Ударна в'яз- кість, Дж/м ²	Межа міцності при згині, МПа	Інтенсивність зношування, мкм/ км, при швид- кості ковзання, м/с			Коефіцієнт тертя при швидкості ковзання, м/с	
					6,0		8,0	6,0	8,0
1	85Х6НФТ + 4,0 CaF ₂	900	790	610		36	47	0,21	0,22
2	85Х6НФТ + 6,0 CaF ₂	910	760	600		34	44	0,19	0,20
3	85Х6НФТ + 8,0 CaF ₂	920	755	590		38	48	0,20	0,21
4	85Х6НФТ + 2,0 CaF ₂	880	780	580		78	83	0,32	0,34
5	85Х6НФТ + 9,0 CaF ₂	860	745	570		82	87	0,29	0,33
6	85Х6НФТ+3,0–7,0 CaF ₂	780– 870	680– 725	540– 560	584–613		895– 970	0,64– 0,68	0,68– 0,70

Завдяки присутності нікелю підвищена пластичність матеріалу сприяє скороченню часу його припрацювання в умовах роботи на тертя та знос за жорстких умов експлуатації.

Завдяки підвищеному вмісту вуглецю та присутності титану утворюється підвищена кількість дрібнодисперсних складних карбідів, які створюють перешкоди руху дислокацій при високих швидкостях в умовах підвищених навантажень і тим самим сприяють підвищенню міцності та антифрикційності матеріалу, гальмуючи процеси знеміцнення при розігріві контактуючих поверхонь.

Таким чином, присутність нікелю разом з титаном сприяє значному зниженню коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування за умов роботи при високих швидкостях ковзання, температурах та підвищених навантаженнях, що забезпечує збереження високих триботехнічних властивостей при швидкостях ковзання 6,0–8,0 м/с та навантаженнях до 2,0 МПа на пару тертя за умов дії температур до 600 °С.

При вмісті компонентів матеріалу за межами запропонованого складу (склади 4, 5) фізико-механічні і триботехнічні властивості знижуються.

Новий антифрикційний композиційний матеріал може використовуватись при виготовленні підшипників ковзання, що працюють без змащування, втулок, вкладнів тощо, які експлуатуються при високих швидкостях ковзання (6,0–8,0 м/с) та підвищених навантаженнях (2,0 МПа) в умовах дії високих температур (до 600 °С) на повітрі, зокрема, у вузлах тертя високошвидкісного поліграфічного обладнання, термічних та металургійних установок, прокатних станів.

Економічна ефективність використання нового матеріалу, окрім підвищення фізико-механічних і триботехнічних властивостей при одночасному збільшенні навантажувальних факторів на пару тертя, полягає також у можливості використання як сировини шліфувальних відходів інструментальної легованої сталі 85Х6НФТ.

1.1.3. Композиційний підшипниковий матеріал на основі шліфувальних відходів швидкорізальної сталі 11РЗАМЗФ2

Композиційний підшипниковий матеріал на основі швидкорізальної сталі [22, 23] є типовим представником зносостійких композитних сплавів на основі інструментальних сталей, які синтезують із відходів виробництва і які здебільшого застосовують при виготовленні підшипників ковзання поліграфічних машин. Найбільш близьким до нового матеріалу за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є порошковий антифрикційний матеріал на основі швидкорізальної сталі (найближчий аналог) [21] наступного складу, мас. %:

Фторид кальцію	3,0–7,0	Кремній	0,2–0,5
Вуглець	1,0–1,10	Азот	0,05–0,10
Марганець	0,2–0,5	Кобальт	4,5–5,2
Хром	3,8–4,4	Ніобій	0,1–0,3
Молібден	8,0–9,0	Залізо	решта
Вольфрам	1,5–2,0	Ванадій	1,7–2,1

Недоліками відомого матеріалу [22] є незадовільний рівень фізико-механічних та триботехнічних властивостей – високий коефіцієнт тертя й інтенсивність зношування при високих швидкостях ковзання (до 5 м/с) та навантаженнях на пару тертя при одночасній дії високих температур – 650 °С на повітрі при терті без змащування.

В основу створення нового матеріалу поставлено задачу підвищення фізико-механічних властивостей та триботехнічних характеристик – зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування при збільшенні швидкостей ковзання до 5 м/с в умовах тертя за підвищених навантажень без змащування на повітрі при одночасній дії температури (650 °С).

Поставлена задача розв'язується за допомогою того, що композиційний підшипниковий матеріал на основі швидкорізальної сталі, який містить фторид кальцію та хімічні елементи – вуглець, марганець, хром, молібден, вольфрам, ванадій, кремній, азот, кобальт і ніобій, відрізняється тим, що він додатково містить нікель, який разом з означеними хімічними елементами міститься у відходах швидкорізальної сталі 11РЗАМЗФ2, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Фторид кальцію	3,0–7,0
Вуглець	1,02–1,12
Марганець	0,2–0,5
Хром	3,8–4,3
Молібден	2,5–3,0
Вольфрам	2,5–3,3
Ванадій	2,3–2,7
Кремній	0,2–0,5
Азот	0,05–0,10
Кобальт	0,4–0,5
Ніобій	0,05–0,2
Нікель	0,3–0,5
Залізо	решта

Технологія виготовлення нового матеріалу ілюструється на наступному прикладі, а саме: шліфувальні відходи швидкорізальної сталі 11РЗАМЗФ2 (ГОСТ 19265-73) піддають операціям очищення від абразивної крихти та відновлювальному відпалу. Очищенні порошки-відходи сталі 11РЗАМЗФ2 змішують з порошками фториду кальцію протягом 4 годин, пресують при тисках 700-900 МПа та спікають при температурах 1100–1150 °С протягом 2 годин у середовищі водню.

Фізико-механічні властивості визначали за стандартними методиками: твердість – за ГОСТ 25698-83, ударну в'язкість – за СТ СЭВ 472-77, межу міцності при згині – за ГОСТ 18228-72.

Триботехнічні властивості визначали на повітрі при швидкостях ковзання 1,0 та 5,0 м/с, температурі 650 °С, навантаженні 3,0 МПа у парі з контртілом із сталі Р18 з твердістю 56–58 HRC.

У табл. 1.3 наведено склади запропонованого підшипникового композиційного матеріалу (склади 1–3), склади, які виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також фізико-механічні та триботехнічні властивості зазначених складів порівняно з властивостями найближчого аналогу [23] – порошкового антифрикційного матеріалу на основі швидкорізальної сталі (склад 6).

Наведені у табл. 1.3 дані свідчать, що використання шліфувальних відходів швидкорізальної сталі 11РЗАМЗФ2 як металевої основи запропонованого підшипникового матеріалу забезпечує надання матеріалу більш високих фізико-механічних та триботехнічних властивостей. Це відбувається завдяки позитивній дії додатково присутнього нікелю.

Нікель значно підвищує механічні властивості матеріалу, особливо його пластичність, внаслідок утворення при температурі спікання аустеніту зі зниженою кількістю вуглецю, а відтак – і зі зниженою кількістю вуглецю у перліті сталі при повільному охолодженні матеріалу після спікання. Окрім цього, нікель сприяє повній перекристалізації сталевій матриці при охолодженні таким чином, що у структурі матеріалу відсутній залишковий аустеніт. Завдяки наявності нікелю, особливо у присутності молібдену, матеріал стає мало чутливим до перегріву, оскільки він утруднює дифузійні процеси у γ -фазі при спіканні, що забезпечує збереження дрібного зерна матеріалу (11 балів).

У результаті утворення дрібнозернистої структури металевої матриці підшипникового матеріалу виявляється відсутність меж між вихідними частинками сталі, що сприяє зростанню міцності й ударної в'язкості та підвищенню термічної стійкості твердого розчину, що є значущим для підшипникового матеріалу, який працює за високих температур, швидкостей і навантажень.

Підвищена пластичність матеріалу забезпечує скорочення часу його припрацювання в умовах роботи на тертя та знос за жорстких експлуатаційних режимів.

Підвищений вміст вуглецю в сталі 11РЗАМЗФ2 забезпечує утворення підвищеної кількості карбідів легувальних елементів (до 40 %), які сприяють зростанню міцності матеріалу. Зокрема, завдяки підвищеній кількості вуглецю утворюється підвищена кількість високодисперсної карбідної фази NbC, яка також сприяє значному подрібненню зерна матеріалу.

Підвищена кількість карбідів легувальних елементів створює додаткові бар'єри на шляху пересування дислокацій при високих швидкостях

та температурах експлуатації в умовах прикладання навантажень і тим самим сприяє підвищенню міцності матеріалу, гальмуючи процеси знецінення.

Таким чином, наявність нікелю разом з підвищеним вмістом вуглецю сприяє значному зниженню коефіцієнта тертя й інтенсивності зношування за умов роботи при високих температурах та забезпечує можливість форсування режимів навантаження – високі триботехнічні властивості зберігаються при швидкостях ковзання у діапазоні 1,0–5,0 м/с та навантаженнях до 3,0 МПа на пару тертя.

При вмісті компонентів матеріалу за межами запропонованого складу (склади 4, 5) фізико-механічні і триботехнічні властивості знижуються.

Таблиця 1.3

Фізико-механічні та триботехнічні властивості нових матеріалів на основі швидкорізальної сталі 11РЗАМЗФ2

№ з/п	Хімічний склад, мас %	Твердість, НВ, МПа	Ударна в'язкість, Дж/м ²	Межа міцності при згині, МПа	Інтенсивність зношування, мкм/км, при швидкості ковзання, м/с		Коефіцієнт тертя при швидкості ковзання, м/с	
					1,0	5,0	1,0	5,0
1	11РЗАМЗФ2+3,0 СаF ₂	940	810	635	30	27	0,19	0,19
2	11РЗАМЗФ2 +5,0СаF ₂	950	800	640	29	25	0,18	0,16
3	11РЗАМЗФ2 +7,0СаF ₂	960	790	650	33	29	0,17	0,18
4	11РЗАМЗФ2+2,0 СаF ₂	910	760	600	77	61	0,24	0,22
5	11РЗАМЗФ2 +8,0СаF ₂	930	700	580	78	64	0,26	0,21
6	Відомий [161]	910–930	720–750	570–585	31–32	490–640	0,17–0,18	0,42–0,48

Розроблений композиційний підшипниковий матеріал може використовуватись при виготовленні підшипників ковзання, що працюють без змащування, втулок, вкладнів тощо, які експлуатуються при високих швидкостях ковзання (1,0–5,0 м/с) та навантаженнях (3,0 МПа) в умовах дії високих температур (до 650 °С) на повітрі, зокрема, у вузлах тертя

термічного та металургійного обладнання – установок безперервного розливання сталі, чавуну, кольорових сплавів, прокатних станів, а також у вузлах тертя відцентрового обладнання.

Економічна ефективність використання нового матеріалу, окрім підвищення фізико-механічних і триботехнічних властивостей при одночасному збільшенні навантажувальних факторів на пару тертя, полягає також у можливості використання як сировини шліфувальних відходів швидкорізальної сталі 11РЗАМЗФ2 інструментального виробництва.

1.1.4. Підшипниковий композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів інструментальної сталі 4ХМНФС

Підшипниковий композиційний матеріал на основі інструментальної сталі [24, 25] належить до групи композитів, що синтезовані зі шламових відходів інструментальних сталей і які використовуються у машинобудуванні при виготовленні підшипників ковзання, працюючих при високих швидкостях ковзання, підвищених температурах і навантаженнях в атмосфері повітря в умовах тертя без змащування рідким мастилом.

Найбільш близьким до нового матеріалу за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є порошковий антифрикційний матеріал на основі швидкорізальної сталі, наступного складу, мас. %:

Фторид кальцію	3,0–7,0
Вуглець	0,95–1,05
Марганець	0,20–0,50
Хром	3,8–4,3
Молібден	4,8–5,3
Вольфрам	5,7–6,7
Ванадій	2,3–2,7
Кремній	0,20–0,50
Азот	0,05–0,10
Залізо	решта

Недоліками відомого матеріалу є високий коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування, а також незадовільний рівень фізико-механічних властивостей при високих швидкостях ковзання (9,0–10,0 м/с), підви-

щених температурах (600 °С) і навантаженнях (0,5–1,0 МПа) в атмосфері повітря.

В основу створення нового матеріалу поставлено задачу підвищення фізико-механічних та антифрикційних властивостей – зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування при збільшенні швидкостей ковзання (9,0–10,0 м/с) в умовах тертя за підвищених навантажень без змащування на повітрі при одночасній дії температури (600 °С).

Розв’язання поставленої задачі досягається тим, що підшипниковий композиційний матеріал на основі інструментальної сталі, який містить фторид кальцію та хімічні елементи – вуглець, марганець, хром, молібден, ванадій і кремній, додатково містить нікель, цирконій і бор, що разом з означеними хімічними елементами знаходяться у відходах інструментальної легованої сталі 4ХМНФС, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Фторид кальцію	4,0–8,0
Вуглець	0,35–0,42
Марганець	0,15–0,40
Хром	1,25–1,55
Молібден	0,65–0,85
Ванадій	0,35–0,50
Кремній	0,70–1,00
Нікель	1,20–1,60
Цирконій	0,03–0,09
Бор	0,002–0,004
Залізо	решта

Технологія одержання нового композиційного матеріалу ілюструється на наступному прикладі:

П р и к л а д. Шліфувальні відходи інструментальної легованої сталі 4ХМНФС (ГОСТ 5950-73) після операцій очищення від забруднень абразивною крихтою та відновлювального відпалу змішують з порошками фториду кальцію протягом 2–4 годин, пресують при тисках 700–900 МПа та спікають у середовищі водню при температурі 1150–1200 °С протягом 2 годин.

Фізико-механічні властивості визначали за стандартними методиками: твердість – за ГОСТ 25698-83, ударну в’язкість – за СТ СЭВ 472-77, межу міцності при згині – за ГОСТ 18228-72.

Антифрикційні властивості визначали на повітрі при швидкостях ковзання 9,0 та 10,0 м/с, температурі 600 °С, навантаженні 1,0 МПа у парі з контртілом із сталі Р18 з твердістю 58–59 HRC.

У табл. 1.4 наведено склади запропонованого підшипникового композиційного матеріалу (склади 1–3), склади, що виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також фізико-механічні та антифрикційні властивості зазначених складів порівняно з властивостями відомого [25] порошкового антифрикційного матеріалу на основі швидкорізальної сталі (склад 6).

Як випливає із наведених у табл. 1.4 даних, використання шліфувальних відходів інструментальної легованої сталі 4ХМНФС як основи запропонованого підшипникового композиційного матеріалу порівняно з відомим матеріалом забезпечує надання матеріалу більш високих фізико-механічних властивостей. Це відбувається внаслідок позитивної дії додатково присутніх у матриці матеріалу легуючих елементів нікелю, цирконію і бору.

Нікель у безвольфрамовій сталі 4ХМНФС в умовах зменшеної кількості вуглецю суттєво підвищує ударну в'язкість матеріалу при одночасному збереженні його високої твердості. Це відбувається завдяки одержанню, з одного боку, легованого нікелем α -твердого розчину, що сприяє зниженню порогу холодноламкості та підвищенню пластичності матеріалу, а, з другого боку, внаслідок одержання дрібного зерна зберігається його досить висока твердість і міцність.

Позитивний вплив на підвищення твердості й міцності відбувається також завдяки додатково присутніх у запропонованому матеріалі цирконію і бору.

Цирконій утворює самостійний карбід ZrC , що має високу твердість – 2000 HV. Здебільшого він присутній у складі карбиду хрому $(Cr, Fe, Mo, V, Zr)_6C$, де він частково заміщає атоми хрому і молібдену. Твердість цього карбиду досягає 1200–1300 HV. У присутності карбідів цирконію, які відрізняються дрібнодисперсністю, значно зростає зносостійкість матеріалу, особливо у поєднанні з антизадиірною дією твердого мастила – фториду кальцію, що є позитивним фактором для матеріалу підшипникового призначення.

Бор чинить модифікуючу дію на матеріал – подрібнює зерно та змінює морфологію та розподіл неметалевих шкідливих домішок (сірки та фосфору).

Таблиця 1.4

**Фізико-механічні та триботехнічні властивості нових
матеріалів на основі швидкорізальної сталі 4ХМНФС**

№ з/п	Хімічний склад, мас %	Твердість, НВ, МПа	Ударна в'язкість, Дж/м ²	Межа міцності при згині, МПа	Інтенсивність зношування, мкм/км, при швидкості ковзання, м/с		Коефіцієнт тертя при швидкості ковзання, м/с	
					9,0	10,0	9,0	10,0
1	4ХМНФС +4,0 CaF ₂	940	870	640	46	51	0,21	0,21
2	4ХМНФС +6,0CaF ₂	950	860	650	44	55	0,19	0,19
3	4ХМНФС +8,0CaF ₂	960	850	660	41	53	0,20	0,20
4	14ХМНФС +2,0 CaF ₂	920	860	600	89	81	0,28	0,31
5	4ХМНФС +9,0CaF ₂	930	790	610	84	85	0,26	0,29
6	Відомий [23]	880– 895	720– 750	570– 585	634– 638	880– 920	0,47– 0,48	0,48– 0,49

Примітка: вміст сірки та фосфору – не більше 0,03 мас.% кожного елементу.

Подрібнення зерна пов'язано з утворенням дрібнодисперсних боридних та карбоборидних фаз, що розташовуються по межах зерен. Такі фази зменшують швидкість дифузії атомів при екстремальних режимах експлуатації матеріалу, що, у свою чергу, поліпшує структурну стабільність матеріалу та сприяє підвищенню його антифрикційних властивостей.

Окрім цього, бор очищує границі зерен, зв'язуючи сірку та фосфор у тугоплавкі сульфід та фосфід, тим самим рафінуючи метал та затримуючи процеси знеміцнення, що також підвищує структурну однорідність та стабільність підшипникового матеріалу в цілому.

Крім зростання фізико-механічних властивостей присутність елементів нікелю, цирконію і бору, як видно з таблиці, викликає значне зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування при високих швидкостях ковзання (9,0–10,0 м/с), температурах до 600 °С на повітрі, та підвищених навантаженнях (0,5–1,0 МПа) порівняно з відомим способом.

При вмісті компонентів матеріалу за межами запропонованого складу (склади 4, 5) фізико-механічні та антифрикційні властивості знижуються.

Новий підшипниковий композиційний матеріал на основі інструментальної сталі 4ХМНФС може використовуватися для оснащення вузлів тертя, що працюють при високих швидкостях ковзання (9,0–10,0 м/с), підвищених навантаженнях до 1,0 МПа та температурах до 600 °С на повітрі, зокрема, у вузлах тертя металургійного, термічного обладнання та високообертової поліграфічної техніки.

Економічна ефективність застосування запропонованого матеріалу, окрім підвищення фізико-механічних та антифрикційних властивостей, полягає також у можливості використання як основи матеріалу вторинної сировини – шліфувальних відходів інструментальної легированої сталі 4ХМНФС.

1.1.5. Підшипниковий композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів швидкорізальної сталі Р2АМ9К5

Підшипниковий композиційний матеріал на основі інструментальної сталі [27–28] є представником типової групи сплавів, які отримані зі шламових відходів інструментального виробництва і які створені методами порошкової металургії. Деталі з цих композитів виготовляють для поліграфічних машин різного призначення і, зокрема, для виробництва підшипників, що працюють при високих навантаженнях в умовах дії високих температур на повітрі при терті без змащування. Найбільш близьким до нового матеріалу за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є порошковий антифрикційний матеріал на основі швидкорізальної сталі [28] наступного складу, мас. %:

Фторид кальцію	3,0–7,0
Вуглець	0,95–1,05
Марганець	0,2–0,5
Хром	3,8–4,3
Молібден	4,8–5,3
Вольфрам	5,7–6,7
Ванадій	2,3–2,7
Кремній	0,2–0,5
Азот	0,05–0,10
Залізо	решта

Недоліками відомого матеріалу [28] є незадовільний рівень фізико-механічних та триботехнічних властивостей – високий коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування при високих навантаженнях (9,5 МПа) на пару тертя в умовах одночасної дії високих температур – 650 °С на повітрі при терті без змащування.

Підшипниковий композиційний матеріал на основі швидкорізальної сталі, що містить фторид кальцію та хімічні елементи – вуглець, марганець, хром, молібден, вольфрам, ванадій, кремній і азот, відрізняється тим, що він додатково містить ніобій і кобальт, які разом з означеними хімічними елементами знаходяться у відходах швидкорізальної сталі P2AM9K5, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Фторид кальцію	3,0–7,0
Вуглець	1,0–1,10
Марганець	0,2–0,5
Хром	3,8–4,4
Молібден	8,0–9,0
Вольфрам	1,5–2,0
Ванадій	1,7–2,1
Кремній	0,2–0,5
Азот	0,05–0,10
Кобальт	4,5–5,2
Ніобій	0,1–0,3
Залізо	решта

Нижче наведено приклад, який ілюструє технологічну схему створення нового композиційного сплаву. Шліфувальні відходи швидкорізальної сталі P2AM9K5 (ГОСТ 19265-73) піддають операціям очищення від абразивної крихти та відновлювальному відпалу. Очищені порошки-відходи сталі P2AM9K5 змішують з порошками фториду кальцію протягом 4 годин, пресують при тисках 700–900 МПа та спікають при температурах 1100–1150 °С протягом 2 годин у середовищі водню.

Фізико-механічні властивості визначали за стандартними методиками: твердість – за ГОСТ 25698-83, ударну в'язкість – за СТ СЭВ 472-77, межу міцності при згині – за ГОСТ 18228-72.

Триботехнічні властивості визначали на повітрі при швидкості ковзання 1 м/с, температурі 650 °С, навантаженнях 8,8–9,5 МПа у парі з контртілом із сталі P18 з твердістю 54–56 HRC.

У табл. 1.5 наведено склади запропонованого підшипникового композиційного матеріалу (склади 1–3), склади, які виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також фізико-механічні та триботехнічні властивості зазначених складів порівняно з властивостями найближчого аналогу [28] – порошкового антифрикційного матеріалу на основі швидкорізальної сталі (склад 6).

Наведені у табл. 1.5 дані свідчать, що використання шліфувальних відходів швидкорізальної сталі P2AM9K5 як металевої основи запропонованого підшипникового матеріалу порівняно з найближчим аналогом [28] забезпечує надання матеріалу більш високих фізико-механічних та триботехнічних властивостей. Це відбувається завдяки позитивній дії додатково присутніх ніобію і кобальту.

Ніобій утворює високодисперсну карбідну фазу NbC, яка забезпечує значне подрібнення зерна матеріалу. Карбіди ніобію розташовуються у прикордонних ділянках зерен у структурі матеріалу, що запобігає міграції вуглецю на поверхню порошкових частинок сталі і тим самим сприяє одержанню дрібнозернистої структури. У результаті утворення дрібнозернистої структури металевої матриці підшипникового матеріалу виявляється відсутність границь між вихідними частинками сталі. Це сприяє зростанню міцності і ударної в'язкості та підвищенню термічної стійкості твердого розчину, що є значущим для підшипникового матеріалу, який працює за високих температур і навантажень.

Таблиця 1.5

**Хімічний склад та фізико-механічні властивості
композитів на основі швидкорізальної сталі P2AM9K5
(ГОСТ 19265 - 73)**

№ з/п	Вміст компонентів, мас. %	Твердість, HB, МПа	Ударна в'язкість, Дж/м ²	Межа міцності при згині, МПа	Інтенсивність зношування, мкм/км, при навантаженні, МПа		Коефіцієнт тертя при навантаженні, МПа	
1	P2AM9K5+ 4,0CaF ₂	920	770	620	30	26	0,16	0,14
2	P2AM9K5+ 6,0CaF ₂	930	780	630	31	27	0,18	0,17
3	P2AM9K5+ 8,0CaF ₂	900	740	600	74	71	0,24	0,20
4	P2AM9K5+ 2,0CaF ₂	880	690	580	76	70	0,26	0,22
5	Відомий [27]	880–895	720–750	570–585	27–28	190–220	0,13–0,15	0,36–0,42

Карбіди NbC створюють бар'єри на шляху пересування дислокацій при прикладанні навантажень у процесі експлуатації і тим самим сприяють підвищенню міцності матеріалу, гальмуючи процеси знеміцнення при високих температурах. Таким чином, наявність ніобію сприяє значному зниженню коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування за умов роботи при високих температурах і забезпечує форсування режимів навантаження – високі триботехнічні властивості зберігаються при навантаженнях до 9,5 МПа на пару тертя.

Кобальт на відміну від вольфраму, молібдену, ванадію, хрому та ніобію не утворює власних карбідів та присутній у α -фазі, у карбідах типу Me_3C , в яких він заміщує частину атомів карбідоутворюючих металів, а також у θ -фазі, котра являє собою інтерметаліди, що виникають внаслідок присутності кобальту – типу $(Co, Fe)_7(W, Mo)_6$. Ці фази збільшують стійкість твердого розчину проти знеміцнення при нагріванні в умовах експлуатації матеріалу, підвищуючи температуру початку $\alpha \rightarrow \gamma$ – перетворення, а також уповільнюють коагуляцію карбідних фаз інших елементів при нагріванні. Крім того, кобальт – єдиний легуючий елемент швидкорізальних сталей, який значно підвищує теплостійкість і вторинну твердість матеріалу, забезпечуючи збереження твердості й міцності в умовах роботи за високих температур і навантажень, що, у свою чергу, сприяє стабілізації високих триботехнічних властивостей. Також кобальт надає матеріалу підвищеної теплопровідності, знижуючи температуру в зоні тертя, і значно знижує коефіцієнт термічного розширення, що є позитивними факторами, які забезпечують стабільність конструкційних зазорів між підшипником і валом при нагріві, а це, у свою чергу, запобігає схопленню контактуючих поверхонь тертя в умовах експлуатації.

При вмісті компонентів матеріалу за межами запропонованого складу (склади 4, 5) фізико-механічні і триботехнічні властивості знижуються.

Новий підшипниковий композиційний матеріал може використовуватись при виготовленні підшипників ковзання, що працюють без змащування, втулок, вкладнів тощо, які експлуатуються при високих навантаженнях (9,5 МПа) в умовах дії високих температур (до 650 °C) на повітрі, зокрема, у вузлах тертя термічного та металургійного обладнання – установок розливання сталі, чавуну, кольорових сплавів, прокатних станів.

Економічна ефективність використання запропонованого матеріалу, окрім підвищення фізико-механічних і триботехнічних властивостей при одночасному збільшенні навантажувальних факторів на пару тертя, полягає також у можливості використання як сировини шліфувальних відходів швидкорізальної сталі P2AM9K5 інструментального виробництва.

1.1.6. Порошковий антифрикційний матеріал на основі шліфувальних відходів швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3

Порошковий композиційний антифрикційний матеріал на основі швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3 [21, 25] є типовим представником групи високолегованих композитів, які синтезовані з відходів інструментального виробництва та використовуються у різних галузях машинобудування, зокрема, у виробництві поліграфічної техніки для виготовлення підшипників ковзання, що працюють при підвищених навантаженнях в умовах примусового нагрівання до високих температур на повітрі при терті без змащування.

Найбільш близьким до нового матеріалу за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є підшипниковий композиційний матеріал на основі сталі [22] наступного співвідношення компонентів, мас. %:

Фторид кальцію	3,0–7,0
Вуглець	0,45–0,52
Марганець	0,2–0,5
Хром	2,5–3,2
Молібден	0,8–1,1
Вольфрам	3,0–3,6
Ванадій	1,5–1,8
Кремній	0,5–0,8
Ніобій	0,05–0,15
Залізо	решта

Недоліками відомого матеріалу є незадовільний фізико-механічних властивостей та триботехнічних властивостей при підвищених гранично-допустимих навантаженнях на пару тертя і температурах 650 °С на повітрі.

В основу створення нового матеріалу поставлено задачу створення порошкового антифрикційного матеріалу на основі швидкорізальної сталі, який здатний забезпечити підвищення фізико-механічних властивостей та триботехнічних характеристик при збільшенні температури зовнішнього середовища до 650 °С в умовах експлуатації без змащування при підвищених навантаженнях на пару тертя на повітрі.

Поставлена задача досягається тим, що порошковий антифрикційний матеріал на основі швидкорізальної сталі, що містить фторид кальцію та хімічні елементи: вуглець, марганець, хром, молібден, воль-

фрам, ванадій і кремній, додатково містить азот, який разом з означеними хімічними елементами міститься у відходах швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Фторид кальцію	3,0–7,0
Вуглець	0,95–1,05
Марганець	0,2–0,5
Хром	3,8–4,3
Молібден	4,8–5,3
Вольфрам	5,7–6,7
Ванадій	2,3–2,7
Кремній	0,2–0,5
Азот	0,05–0,10
Залізо	решта

Технологічна схема отримання нового зносостійкого композитного сплаву ілюструється наступним прикладом: шліфувальні відходи швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3 (ГОСТ 19265-73) піддають операціям очищення від абразивної крихти та відпау. Очищені порошки-відходи сталі Р6АМ5Ф3 змішують з порошками фториду кальцію протягом 4 годин, пресують при тисках 700–900 МПа та спікають при температурах 1100–1150 °С протягом 2 годин у середовищі водню.

Фізико-механічні властивості визначали за стандартними методиками: твердість – за ГОСТ 25698-83, ударну в'язкість – за СТ СЭВ 472-77, межу міцності при згині – за ГОСТ 18228-72.

Триботехнічні властивості визначали на повітрі при швидкості ковзання 1 м/с, навантаженні 8,8 МПа при температурах 600–650 °С у парі з контртілом із сталі Р18 з твердістю 52–54 HRC.

У табл. 1.6 наведено склади запропонованого порошкового антифрикційного матеріалу (склади 1–3), склади, які виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також фізико-механічні та триботехнічні властивості зазначених складів порівняно із властивостями відомого підшипникового композиційного матеріалу (склад 6, прототип).

Дані, які наведено у табл. 1.6, свідчать, що використання шліфувальних відходів швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3 як металевої основи

запропонованого антифрикційного матеріалу порівняно з прототипом [22] забезпечує надання матеріалу більш високих фізико-механічних та триботехнічних властивостей. Це відбувається завдяки позитивній дії додатково присутнього в матеріалі азоту.

Азот присутній в матеріалі у вигляді малорозчинних нітридів або карбонітридів легуючих елементів, а також у частково розчинних, розчинних і нерозчинних карбідах типу MeC_6 , Me_{23}C_6 та MeC відповідно. Особливо суттєва роль азоту проявляється при його наявності у карбідах типу MeC_6 та MeC – Cr C_6 , Fe_3MoC_3 , $\text{Fe}_4\text{Mo}_2\text{C}$, W_6C , $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, FeW_4C_2 , MoC_6 , $(\text{Fe, Cr, V})\text{C}_6$, $(\text{W, V})\text{C}_6$, $(\text{Mo, V})\text{C}_6$, VC , коли азот забезпечує виникнення дисперсних карбідних та карбонітридних фаз, сприяючи утворенню дрібного зерна у структурі матеріалу та затримці зростання зерна при високотемпературному нагріванні. Це запобігає різнозернистості структури, що, у свою чергу, обумовлює ізотропність та стабільність фізико-механічних і триботехнічних властивостей. Утворення більш дрібних карбідів та карбонітридів збільшує величини міцностних та триботехнічних характеристик матеріалу порівняно з прототипом [22].

Частина азоту при нагріванні у процесі спікання матеріалу переходить у легований α -твердий розчин, а при охолодженні виділяється з нього, переходячи як у цементиті карбіди – FeC_3 , $(\text{Fe, Mn})\text{C}_3$, $(\text{Fe, Cr})\text{C}_3$ з утворенням $\text{Fe}_3(\text{C, N})$, $(\text{Fe, Mn})_3(\text{C, N})$, $(\text{Fe, Cr})_3(\text{C, N})$, так і у карбіди легуючих елементів, замінюючи в них частку вуглецю – $\text{Cr}_6(\text{C, N})$, $(\text{Fe, Mn})_6(\text{C, N})$, $(\text{Fe, W})(\text{C, N})$, (C, N) , $\text{Mo}_6(\text{C, N})$, $(\text{Fe, Cr, V})_6(\text{C, N})$ та $\text{V}(\text{C, N})$. За рахунок цього додатково зростає вторинна твердість, стійкість проти зворотного знеміцнення та зносостійкість матеріалу. Присутність азоту забезпечує також підвищення робочих температур, що пов'язано із збереженням дрібного зерна у структурі матеріалу, навіть в умовах високих температур і деформацій під впливом навантажень на пару тертя. Це дає змогу збільшити робочу температуру матеріалу до 650°C .

Таблиця 1.6

**Хімічний склад та фізико-механічні властивості порошкового
антифрикційного матеріалу на основі швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3**

№	Склад, мас. %	Твердість, МПа	Ударна в'язкість Дж/м^2	Межа міцності при згині, МПа	Інтенсивність зношування, мкм/км, при $t, ^\circ\text{C}$		Коефіцієнт тертя при $t, ^\circ\text{C}$	
					600	650	600	650
1	Р6АМ5Ф3+ 3,0CaF ₂	880	730	580	30	29	0,17	0,15
2	Р6АМ5Ф3+ 5,0CaF ₂	895	750	585	28	27	0,15	0,13
3	Р6АМ5Ф3+ 7,0CaF ₂	885	720	570	31	28	0,18	0,17
4	Р6АМ5Ф3+ 2,0CaF ₂	860	730	540	67	72	0,19	0,21
5	Р6АМ5Ф3+ 9,0CaF ₂	840	680	510	70	78	0,22	0,24
6	Відомий [22]	780– 870	680– 725	540– 560	30	29	0,17	0,15

У новому матеріалі наявна збільшена кількість порівняно з відомим матеріалом вуглецю та карбідоутворюючих елементів – Cr, V, Mo, W, що також сприяє підвищенню фізико-механічних і триботехнічних властивостей матеріалу порівняно з прототипом [22]. Більша кількість вольфраму обумовлює зростання кількості вольфрамових карбідів, що підвищує твердість і міцність матеріалу. Підвищений вміст ванадію забезпечує утворення більшої кількості карбідів ванадію, особливо карбіду VC, який є найбільш твердим карбідом порівняно з карбідами інших елементів та забезпечує суттєве зниження інтенсивності зношування матеріалу. Збільшений вміст молібдену сприяє зростанню пластичних характеристик матеріалу, зокрема ударної в'язкості, оскільки молібден, як горофільний елемент, перешкоджає виділенню карбідних та карбонітридних фаз по межах зерен. Підвищена кількість хрому також чинить позитивний вплив на властивості запропонованого матеріалу: по-перше, 50–70% Cr, присутнього в матеріалі, розчиняється у α -твердому розчині, а його збільшена концентрація забезпечує підвищення кількості хрому у α -фазі, що суттєво зміцнює металеву матрицю матеріалу. По-друге, підвищений вміст хрому підсилює дисперсійне твердіння, збільшуючи вторинну твердість і затримуючи знеміцнення порошкового антифрикційного матеріалу на основі швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3 при високих температурах експлуатації.

При вмісті компонентів матеріалу за межами запропонованого складу (склади 4, 5) фізико-механічні і триботехнічні властивості знижуються.

Порошковий антифрикційний матеріал на основі швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3 може використовуватися при виготовленні підшипни-

ків ковзання для вузлів тертя, працюючих при підвищених навантаженнях в умовах зовнішнього нагріву при 650 °С на повітрі, насамперед металургійного устаткування – вузлів тертя установок розливання сталі і чавуну, доменних печей, прокатних станів.

Економічна ефективність використання запропонованого матеріалу, окрім підвищення фізико-механічних і триботехнічних характеристик, полягає також у можливості застосування шліфувальних відходів швидкорізальної сталі Р6АМ5Ф3 інструментального виробництва.

1.1.7. Підшипниковий композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів інструментальної штампової легованої сталі 5Х3В3МФС

Підшипниковий композиційний матеріал на основі інструментальної сталі 5Х3В3МФС належить до групи нових зносостійких композитів, що отримані методами порошкової металургії [21, 28], які синтезовані з відходів інструментального виробництва та застосовуються для виготовлення різноманітних деталей поліграфічних машин, зокрема, для швидкісних підшипників ковзання, працюючих при високих температурах і навантаженнях в атмосфері повітря в умовах тертя без змащування.

Найбільш близьким до корисної моделі за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є порошковий підшипниковий матеріал на основі заліза [27], наступного складу, мас. %:

Вуглець	0,7–0,9	Ванадій	1,5–2,5
Молибден	4,0–6,0	Фторид кальцію	3,0–7,0
Хром	3,0–4,5	Кобальт	4,0–6,0
Вольфрам	6,0–7,0	Залізо	решта

Недоліками відомого матеріалу є високий коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування, а також незадовільний рівень фізико-механічних властивостей та гранично-допустимих навантажень при високих температурах (600 °С) в умовах тертя на повітрі.

В основу розробки нового сплаву поставлено задачу створення підшипникового композиційного матеріалу на основі сталі, який здатний забезпечити зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування, а також підвищення фізико-механічних властивостей та гранично-допустимих навантажень на підшипники ковзання при високих температурах (600 °С) на повітрі.

Це досягається тим, що підшипниковий композиційний матеріал на основі сталі, який містить фторид кальцію та хімічні елементи: вуглець, хром, молібден, вольфрам і ванадій, додатково містить кремній, марганець і ніобій, що разом із означеними хімічними елементами містяться у відходах інструментальної легованої сталі 5ХЗВЗМФС при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Фторид кальцію	3,0–7,0
Вуглець	0,45–0,52
Марганець	0,2–0,5
Хром	2,5–3,2
Молібден	0,8–1,1
Вольфрам	3,0–3,6
Ванадій	1,5–1,8
Кремній	0,5–0,8
Ніобій	0,05–0,15
Залізо	Решта

Технологічна схема отримання нового композитного сплаву ілюструється на наступному прикладі.

П р и к л а д . Шліфувальні відходи сталі 5ХЗВЗМФС (ГОСТ 5950-73) після операцій очищення від забруднень абразивною крихтою та відпа-лу змішують з порошками фториду кальцію протягом 2–4 годин, пресують при навантаженнях 700–300 МПа, та спікають у середовищі водню при температурі 1100–1150 °С протягом 2 годин.

Антифрикційні властивості визначали на повітрі при швидкості ковзання 1м/с при різних навантаженнях та температурах до 600 °С у парі з контртілом із сталі Р18 з твердістю 52–54 HRC.

У табл. 1.7 наведено склади запропонованого підшипникового композиційного матеріалу (склади 1–3), склади, що виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також фізико-механічні та антифрикційні властивості зазначених складів порівняно з властивостями відомого порошкового підшипникового матеріалу (склад 6, прототип).

Як впливає із наведених у табл. 1.7 даних, використання шліфувальних відходів сталі 5ХЗВЗМФС як основи запропонованого підшипникового композиційного матеріалу порівняно з прототипом [29] забезпечує надання матеріалу більш високих фізико-механічних властивостей. Це відбувається внаслідок позитивної дії додатково присутніх у твердому розчині матриці матеріалу легуючих елементів кремнію, мар-

Таблиця 1.7

Хімічний склад та фізико-механічні властивості підшипникових композиційних матеріалів на основі інструментальної легуваної сталі 5ХЗВЗМФс

Склад	Вміст компонентів, мас. %										Твердість, НВ, МПа	Ударна в'язкість, Дж/м²	Міцність при згині, МПа	Гранично- допус тиме наван та жіння, МПа	Інтенсивність зношування, мкм/км, при t, °C			Коефіцієнт тертя при t, °C						
	CaF2	C	Mn	Cr	Mo	W	V	Si	Nb	Fe					550	580	600	550	580	600				
1	3,0	0,52	0,2	2,5	0,8	3,0	1,5	0,5	0,05	решта					8,7	725	560	8,7	33	32	30	0,18	0,17	0,16
2	5,0	0,5	0,4	3,0	1,0	3,2	1,6	0,7	0,10		850	718	550	8,8	31	28	27	0,16	0,15	0,14				
3	7,0	0,45	0,5	3,2	1,1	3,6	1,8	0,8	0,15		780	680	540	8,7	34	36	28	0,19	0,18	0,17				
4	2,0	0,6	0,1	2,0	0,7	2,5	1,3	0,3	0,02		810	720	530	8,5	88	94	97	0,21	0,26	0,28				
5	9,0	0,4	0,6	3,6	1,5	4,0	2,0	0,9	0,18		700	660	470	8,5	78	86	91	0,23	0,25	0,29				
6 про- тотип)	3,0-7,0	0,7- 0,9	Co=4,0- 6,0	3,0- 4,5	4,0- 6,0	6,0- 7,0	1,5- 2,5		-		730- 820	650- 710	510- 520	8,5	34- 52	78-	128- 142	0,15 0,19	0,19	0,26- 0,32				

ганцю і ніобію. Кремній збільшує міцність фериту, сприяючи зростанню твердості, а також значно підвищує жаростійкість матеріалу внаслідок зростання опору інтенсивному окисленню на повітрі при високих температурах, що позитивно впливає на значення коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування при зовнішньому нагріванні пари тертя. Кремній, присутній у перліті сталі 5ХЗВЗМФС, підвищує температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення і тим самим сприяє збільшенню теплостійкості матеріалу.

Після охолодження матеріалу з температур спікання, що відповідають температурам гомогенізуючого відпалу легованих сталей, при яких забезпечується більш повне розчинення карбідів і усунення карбідної смужчастості на мікрорівні, кремній, ускладнюючи дифузію, сприяє збереженню дрібного зерна, тим самим підвищуючи фізико-механічні властивості.

Марганець зміцнює ферит та підвищує стабільність карбідів типу Mn_3C внаслідок його розчинення (як і хрому) у цементиті. Марганець заміщає залізо необмежено – від $(Fe,Mn)_3C$ до Mn_3C , а також полегшує розчинення та коагуляцію карбиду. Це приводить до зростання міцності та в'язкості матеріалу.

Присутність ніобію поліпшує стан меж зерен, що сприяє підвищенню ударної в'язкості матеріалу. Ніобій утворює карбідну фазу типу NbC , яка відрізняється високою дисперсністю, що забезпечує значне подрібнення зерна металевої матриці матеріалу і його зміцнення. Карбіди NbC створюють бар'єри для пересування дислокацій (при прикладанні навантажень у процесі експлуатації) і тим самим сприяють підвищенню міцності матеріалу, особливо при високих температурах.

Крім зростання фізико-механічних властивостей, присутність елементів кремнію, марганцю і ніобію, як видно з табл. 1.7, зумовлює значне зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування при температурі 600 °С на повітрі й підвищує гранично-допустимі навантаження порівняно з відомим порошковим підшипниковим матеріалом. При вмісті компонентів матеріалу за межами запропонованого складу (склади 4, 5) зростає коефіцієнт тертя, підвищується інтенсивність зношування та знижується гранично-допустиме навантаження на пару тертя.

Підшипниковий композиційний матеріал на основі сталі 5ХЗВЗМФС може використовуватися для оснащення вузлів тертя, що працюють при температурі 600 °С та підвищених навантаженнях на повітрі, зокрема, у вузлах тертя металургійного і термічного обладнання. Економічна ефективність застосування запропонованого матеріалу, крім підвищення фізико-механічних та антифрикційних властивостей, полягає також у можливості використання відходів сталі 5ХЗВЗМФС штампового виробництва.

1.2. Антифрикційні композиційні сплави на основі кольорових металів

1.2.1. Антифрикційний композиційний матеріал на основі нікелевого сплаву ЭИ929

Антифрикційний композиційний матеріал на основі нікелю, що синтезовано зі шламових відходів високолегованого сплаву ЭИ929, належить до класу зносостійких композитів, з яких виготовляють різноманітні деталі тертя поліграфічних машин різного призначення. Зокрема, вони використовуються у машинобудуванні при виготовленні підшипників ковзання, працюючих при високих температурах і навантаженнях на повітрі при терті без змащування.

Найбільш близьким до створеного матеріалу за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є порошковий антифрикційний матеріал на основі нікелю [21, 30] наступного складу, мас. %:

Вуглець	0,038–0,076
Вольфрам	8,65–9,31
Хром	7,6–9,5
Молібден	2,28–3,04
Титан	1,71–2,09
Алюміній	4,75–5,13
Ніобій	1,71–2,09
Кобальт	9,5–11,4
Фторид кальцію	4,0–8,0
Нікель	решта

Недоліками відомого матеріалу є незадовільний рівень антифрикційних властивостей – високий коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування, а також параметри гранично-допустимих навантажень на пару тертя при високих температурах (850–870 °С) в умовах тертя на повітрі.

В основу розробки нового сплаву поставлено задачу зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування, а також підвищення гранично-допустимих навантажень на антифрикційний матеріал в умовах тертя без змащування при високих температурах (850–870 °С) на повітрі.

Фторид кальцію	4,0–8,0	Алюміній	3,6–4,5
Вуглець	0,04–0,10	Кобальт	12,0–16,0
Вольфрам	4,5–6,5	Ванадій	0,2–0,8
Хром	9,0–12,0	Бор	0,01–0,02
Молибден	4,0–6,0	Церій	0,01–0,02
Титан	1,4–2,0	Нікель	решта

Поставлена задача досягається тим, що антифрикційний композиційний матеріал на основі нікелю, який містить фторид кальцію та хімічні елементи – вуглець, вольфрам, хром, молибден, титан, алюміній і кобальт, додатково містить ванадій, бор та церій, які разом із означеними хімічними елементами містяться у порошковому легованому сплаві ХН55ВМТКЮ (ЭИ 929), при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Основні етапи технологічної схеми отримання нового зносостійкого композиційного сплаву наведено нижче та ілюструються прикладом. Пропонований матеріал одержують методом порошкової металургії шляхом змішування металевого порошку сплаву ХН55ВМТКЮ (ГОСТ 5632-72) та порошку фториду кальцію протягом 4 годин. Одержану суміш (із пластифікатором) піддають гарячому ізостатичному пресуванню: шихту завантажують у контейнер, далі випалюють пластифікатор при 300 °С у вакуумі з відкачуванням продуктів згоряння. Після цього здійснюється пресування при 1210 °С, витримці 3–4 год. і тиску аргону 130–140 МПа. Для стабілізації структури матеріалу та підвищення його властивостей виконується наступна термічна обробка: загартування – нагрівання до температури 1240 °С, охолодження на повітрі; старіння при 910 °С протягом 16 год. на повітрі.

Антифрикційні властивості визначали на повітрі при швидкості ковзання 0,32 м/с, навантаженнях 5–7 МПа, температурі 870 °С у парі з контртілом з хрому.

У табл. 1.8 наведено склади нового антифрикційного композиційного матеріалу (склади 1–3), склади, що виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також антифрикційні властивості зазначених складів порівняно з властивостями відомого порошкового антифрикційного матеріалу (склад 6, прототип).

Наведені у табл. 1.8 дані свідчать, що наявність ванадію, бору та церію у складі запропонованого антифрикційного композиційного матеріалу на основі нікелю забезпечує надання йому більш високих антифрикційних властивостей при підвищенні гранично-допустимих навантажень на пару тертя і робочої температури порівняно з матеріалом – прототипом [31]. Це викликано позитивною дією ванадію, бору та церію завдяки утворенню в структурі матеріалу додаткових подвійних та потрійних сполук за їх участю.

Таблиця 1.8

**Хімічний склад та фізико-механічні властивості
композитів на основі нікелевого сплаву**

№	Вміст компонентів, мас.%												Коефіцієнт тертя (f) та інтенсивність зношування (I),мкм/км, при навантаженнях, МПа						Гранично-допустима температура, °С
	Ca	C	W	Cr	Mo	Ti	Al	Co	V	B	Ce	Ni	5		6		7		
													f	I	f	I	f	I	
6 (відомий)	4,0-8,0	0,038-0,076	8,65-9,31	7,6-9,5	2,28-3,04	1,71-2,09	4,75-5,13	9,5-11,4	Nb1,71-2,09	.	.	решта	0,27	34	0,26	33	0,23	32	870
													0,26	32	0,24	30	0,18	28	870
													0,27	35	0,25	31	0,22	30	870
													0,3	72	0,28	83	0,26	92	870
													0,29	78	0,31	84	0,30	96	870
												0,26	30	0,34	98	0,38	228	800	

Примітка: У складах 1-5 вміст сірки не більше 0,01 мас.%, фосфору – не більше 0,015 мас. %.

Ванадій підвищує жароміцність твердого розчину та збільшує термічну стабільність γ' -фази, входячи до її складу і утворюючи $(\text{Ni}, \text{V})_3\text{Al}$, разом з цим виникнення твердих карбідів VC забезпечує зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування матеріалу. Окрім цього, наявність ванадію у твердому розчині на основі нікелю, у складі γ' -фази та у карбідах VC, (W, Mo, V) C підвищує температуру розчинення γ' -фази при нагріванні, що сприяє підвищенню температури плавлення матеріалу у цілому. Це, у свою чергу, дозволяє форсувати режими навантаження на пару тертя, збільшуючи гранично-допустимі навантаження і температури експлуатації.

Бор утворює в матеріалі дисперсні, розмірами близько 0,1 мкм, бориди типу Ni_3B або карбоборидні евтектичні включення головним чином на межах зерен. Такі включення зменшують швидкість дифузії атомів, швидкість руху дислокацій, швидкість коагуляції γ' -фази при високих температурах експлуатації, що, у свою чергу, поліпшує структурну стабільність і жароміцність матеріалу та забезпечує підвищення його антифрикційних властивостей.

Церій разом з бором є рафінуючим мікролегуючим елементом. Аналогічно бору церій розташований в основному біля меж зерен і на поверхнях розділу фаз. Він чинить модифікуючу дію на матеріал – подрібнює мікрозерно, зменшує розмір дендритної комірки, змінює морфологію та розподіл неметалевих шкідливих домішок (S, P). Церій і бор дуже мало розчиняються у нікелі та ефективно очищують межі зерен і фаз матеріалу від

сірки та фосфору, затримуючи процеси знеміцнення матеріалу і тим самим підвищуючи його структурну стабільність. Церій і бор зв'язують сірку та фосфор у тугоплавкі сульфіді та фосфіди і майже у два рази знижують вміст вільних сірки та фосфору у матеріалі. Підвищення структурної стабільності матеріалу сприяє стабілізації його антифрикційних властивостей при високих робочих температурах та навантаженнях.

Окрім цього, слід зазначити також високу жаростійкість запропонованого матеріалу на повітрі при температурі 870 °С, завдяки присутності у його складі також церію і бору, які покращують захисні властивості оксидних плівок, утворених іншими хімічними елементами. Так, відносне збільшення маси зразків із запропонованого матеріалу при витримці 50 год. не перевищує 0,2–0,3 %, а стабілізація зміни маси настає за час окиснення 10 год.

При вмісті компонентів матеріалу за межами запропонованого складу (склади 4, 5) антифрикційні властивості матеріалу знижуються.

Новий антифрикційний композиційний матеріал на основі нікелю може використовуватись для виготовлення опор ковзання високотемпературних вузлів тертя газотурбінних двигунів, газоперекачувальних двигунів, газоперекачувальних установок, металургійного обладнання (вузлів тертя установок безперервного розливання сталі, безконусних завантажуючих пристроїв доменних печей), працюючих на повітрі при підвищених і високих навантаженнях і температурах до 870 °С [31].

1.2.2. Антифрикційний композиційний матеріал на основі міді

Антифрикційний матеріал [32] належить до порошкової металургії, зокрема до композиційних антифрикційних матеріалів на основі міді, які використовуються у машинобудуванні при виготовленні підшипників, що працюють при високих навантаженнях на повітрі. Найбільш близьким до нового матеріалу за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є порошковий антифрикційний матеріал на основі міді наступного складу, мас. %:

Олово	5,0–11,0
Фосфід міді	6,0–18,0
Стеарат цинку	0,1–0,8
Дисульфід молібдену	1,5–11,5
Кремній	0,3–0,6
Сірка	0,4–0,75
Мідь	решта

Недоліками відомого матеріалу є незадовільний рівень антифрикційних властивостей – високий коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування при високих швидкостях обертання за одночасної дії високих навантажень в умовах тертя на повітрі без змащування рідким мастилом.

В основу створення нового матеріалу поставлено задачу зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування в умовах тертя без змащування рідким мастилом на повітрі при високих швидкостях обертання (12000–20000 об./хв.) та високих навантажень (15,0–18,0 МПа).

Поставлена задача розв’язується завдяки тому, що в антифрикційному композиційному матеріалі на основі міді, який містить кремній, тверду змащувальну речовину, новим є те, що він додатково містить нікель, алюміній та фторид кальцію, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

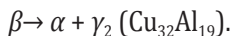
Нікель	4,0–6,0
Алюміній	7,0–10,0
Кремній	0,5–0,8
Фторид кальцію	5,0–8,0
Мідь	Решта

Технологічна схема основних етапів створення нового композиту на основі міді може бути проілюстрована на наступному прикладі. Запропонований матеріал одержують методом порошкової металургії шляхом: 1) змішування – спочатку металевих компонентів (мідь, нікель, алюміній) – 2 год., після цього додають порошки кремнію та фториду кальцію і розчину гліцерину у спирті (для уникнення сегрегацій за густиною компонентів) – 1 год.; 2) пресування суміші (шихти); 3) спікання при температурі 830–850 °С 2 год. у захисному середовищі водню. Після виготовлення матеріал піддають загартуванню за температури 900 °С у воді та старінню при 450 °С у захисному середовищі протягом 3 год. з метою виділення зміцнюючих фаз.

Нікель разом з кремнієм зміцнюють металеву основу матеріалу, утворюючи легований α -твердий розчин на основі міді, що підвищує комплекс механічних властивостей, які в умовах високих навантажень і швидкостей обертання позитивно впливають на працездатність вузла тертя. Наявність у матеріалі підвищеного вмісту кремнію знижує схильність його до схоплювання і перенесення на спряжену контактуючу поверхню.

Нікель окрім підвищення зміцнюючих властивостей матеріалу сприяє підвищенню корозійної стійкості та жароміцності за рахунок утворення інтерметалідів, що не містять міді і виділяються з твердого розчину при старінні – Ni_3Al .

Присутність у запропонованому матеріалі алюмінію у кількості до 10 % обумовлює утворення при температурах старіння γ_2 – фази ($\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$), яка є наслідком розпаду β -фази (Cu_3Al) за схемою:



Утворена інтерметалідна γ_2 -фаза має високу твердість, що забезпечує збільшення зносостійкості і підвищення антифрикційних властивостей матеріалу.

Наявність у складі матеріалу твердого мастила – фториду кальцію, який не реагує хімічно з компонентами матеріалу, сприяє підвищенню антифрикційних властивостей за рахунок утворення під час роботи змащувальної плівки на робочих поверхнях. Така плівка має високу адгезію до матеріалу основи і оберігає тертьові поверхні від металевого контакту, витримуючи високі навантаження.

Антифрикційні властивості визначали на повітрі на машині тертя М-22М за схемою вал-вкладень при швидкостях обертання 12000 об./хв. та 20000 об./хв., навантаженнях 0,1 та 18,0 МПа в парі з контртілом зі сталі 20Х (ГОСТ 5632-72) з твердістю HRC 54-55.

У табл. 1.9 наведено склади запропонованого антифрикційного композиційного матеріалу (склади 2–4), склади, що виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 1, 5), а також антифрикційні властивості зазначених складів порівняно з властивостями найближчого аналогу – порошкового антифрикційного матеріалу (склад 6).

Наведені у табл. 1.9 дані свідчать, що наявність нікелю, алюмінію та фториду кальцію у складі нового антифрикційного композиційного матеріалу на основі міді забезпечує надання йому більш високих антифрикційних властивостей при високих швидкостях обертання з одночасною дією високих навантажень порівняно з відомим [32].

При вмісті компонентів матеріалу за межами нового (склади 1, 5) антифрикційні властивості знижуються. Для матеріалу складу 1 це пояснюється недостатньою кількістю нікелю та алюмінію для забезпечення утворення зміцнюючих фаз в структурі матеріалу, що викликає незначне зміцнення композиту і, відповідно, зменшення його опору стиранню і схоплюванню. Фторид кальцію у такій кількості (4,0 мас.%) не забезпечує мінімальні витрати на тертя та знос, оскільки поєднання високих навантажень і швидкостей обертання та механічних властивостей несучої частини матеріалу (як однієї з його структурних складових) і твердого мастила (як другої його структурної складової), не забезпечують безперервного утворення і намазування на робочих поверхнях захисних розділювальних плівок.

Таблиця 1.9

Хімічний склад та фізико-механічні властивості композитів на основі міді

№ з/п	Склад, мас.%					Швидкість обертання							
						12000 об./хв.							
						Навантаження							
						P=0,1 МПа		P=18 МПа		P=0,1 МПа		P=18 МПа	
	Ni	Al	Si	CaF ₂	Cu	коеф. тертя	інтенсивність зношування, мкм/км	коеф. тертя	інтенсивність зношування, мкм/км	коеф. тертя	інтенсивність зношування, мкм/км	коеф. тертя	інтенсивність зношування, мкм/км
1	3,0	5,0	0,4	4,0	решта	0,22	54	0,18	37	0,27	71	0,2	62
2	4,0	7,0	0,5	5,0		0,2	48	0,16	34	0,24	48	0,17	44
3	5,0	9,0	0,7	7,0		0,19	46	0,14	30	0,22	40	0,15	42
4	6,0	10,0	0,8	8,0		0,21	50	0,13	32	0,23	52	0,14	44
5	7,0	11,0	0,85	10,0		0,24	52	0,17	36	0,28	60	0,18	68
6 (аналог)	олово-5-11; фосфід міді-6-18; стеарат цинку-0,1-0,8; дисульфід молібдену-1,5-11,5; сірка-0,4-0,75			0,3-0,6	-	0,08-0,13	0,004-0,008	0,28-0,36	128-160	0,060-0,080	0,007-0,008	0,32-0,41	240-320

Матеріал складу 5 (табл. 1. 9) має підвищений вміст компонентів, зокрема, Ni і Al, які сприяють суттєвому підвищенню твердості при різкому зниженні пластичності матричної основи, а при цьому високий вміст CaF₂ (10,0 мас.%), як непластичної домішки, значно знижує міцність композиту у цілому. Це призводить до зниження конструкційної міцності матеріалу, його окрихчення, і, як наслідок, до зменшення його опору зношуванню.

Розроблений антифрикційний композиційний матеріал може використовуватись для виготовлення самозмащувальних підшипників ковзання, втулок, вкладнів і т. п., що працюють при високих швидкостях обертання і високих навантаженнях, зокрема, у вузлах тертя об'єктів приладо- і машинобудування, енергетики, наприклад, у вузлах тертя високообертового відцентрового обладнання, електродвигунів, редукторів, поліграфічної техніки.

1.2.3. Антифрикційний матеріал на основі шліфувальних відходів сплаву АК8МЗч

Антифрикційний матеріал на основі відходів сплаву АК8МЗч [21, 33] є одним із зносостійких композитних сплавів, який отримують технологічними методами порошкової металургії і з якого виготовляють широку гаму деталей поліграфічних машин [20–21]. Найчастіше цей матеріал застосовується у фальцапаратах і ножових поліграфічних машинах. Корисна модель належить до порошкової металургії, насамперед до спечених антифрикційних матеріалів, які застосовують у машинобудуванні і приладобудуванні при виробництві підшипників ковзання, що працюють при підвищених навантаженнях в умовах тертя в присутності мастила в атмосфері повітря при температурах до 130 °С.

Найбільш близьким до нового матеріалу за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є порошковий антифрикційний матеріал на основі алюмінію [34] наступного складу, мас. %:

Кремній	11,0–13,0	Хром	0,05–0,2
Мідь	1,5–2,8	Нікель	0,8–1,3
Магній	0,9–1,2	Натрій	0,05–0,1
Цинк	0,3–0,5	Залізо	0,5–0,8
Олово	0,01–0,02	Титан	0,05–0,2
Марганець	0,3–0,6	Алюміній	решта

Недоліками відомого антифрикційного матеріалу є незадовільний рівень триботехнічних властивостей – високий коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування при підвищених гранично-допустимих навантаженнях при терті у присутності мастила на повітрі в умовах дії підвищених температур.

При створенні нового композиту було поставлено задачу зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування, а також підвищення гранично-допустимих навантажень антифрикційного матеріалу в умовах тертя у присутності мастила при температурах до 130 °С на повітрі.

Поставлена задача досягається тим, що антифрикційний матеріал на основі алюмінію, який містить кремній, мідь, магній, цинк, олово, марганець, хром, нікель, натрій, залізо і титан, додатково містить бор і берилій, які разом з означеними елементами містяться в відходах алюмінієвого сплаву АК8МЗч, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Кремній	7,0–8,5
Мідь	2,5–3,5
Магній	0,25–0,5
Цинк	0,5–1,0
Олово	0, 1–0,3
Марганець	0,1–0,15
Хром	0,05–0,2
Нікель	0,2–0,3
Натрій	0,05–0,1
Залізо	0,2–0,4
Титан	0,1–0,25
Бор	0,05–0,1
Берилій	0,05–0,25
Алюміній	решта

Основна структурно-технологічна схема створення нового композитного сплаву наведена нижче на прикладі.

Приклад. Шліфувальні відходи сплаву АК8МЗч (ДСТУ 2839-94) після операцій очищення від забруднень абразивною крихтою та висушування від вологи пресували при тисках 450–500 МПа при кімнатній температурі.

Утворені брикети піддавали гарячому пресуванню при 300 МПа та температурі зовнішнього нагріву 400 °С.

Антифрикційні властивості визначали на повітрі при швидкості ковзання 1 м/с, навантаженнях на пару тертя 3,0–5,5 МПа та змащуванні індустріальним мастилом «І-20» в парі з контртілом із сталі 45 (45–48 HRC_c) при температурах до 130 °С.

У табл. 1.10 наведено склади запропонованого антифрикційного матеріалу (склади 1–3), склади, що виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також антифрикційні властивості зазначених складів порівняно з властивостями відомого антифрикційного матеріалу (склад 6, прототип).

Наведені у табл. 1.10 дані показують, що присутність бору і берилію у складі запропонованого антифрикційного матеріалу на основі алюмінію забезпечує надання йому більш високих антифрикційних характеристик при підвищенні гранично-допустимих навантажень на пару тертя і температур порівняно з матеріалом – прототипом (склад 6) [34]. Це відбувається внаслідок позитивної дії бору і берилію завдяки утворенню в структурі матеріалу додаткових потрійних та подвійних фаз.

Бор утворює разом із титаном, хромом і залізом боридні фази – дибориди TiB₂, CrB₂ та монобориди FeB, котрі розподіляються біля меж зерен

в структурі матеріалу і чинять модифікуючу дію на антифрикційний матеріал – подрібнюють мікрозерно, зменшують розмір дендритної комірки, очищують межі зерен від фаз неметалевих домішок, чим гальмують процеси знеміцнення матеріалу при підвищених температурах та навантаженнях при терті і тим самим підвищують структурну стабільність матеріалу в умовах експлуатації.

Берилій зв'язує домішки заліза у компактні кристали $\text{Fe}_2\text{Be}_5\text{Al}_4$, попереджаючи утворення крихких пластин FeSiAl_5 , завдяки чому підвищуються пластичність та в'язкість руйнування матеріалу, що забезпечує добре припрацювання антифрикційного матеріалу і дає змогу форсувати режими навантаження на матеріал, збільшуючи гранично-допустимі навантаження і робочі температури.

Позитивним фактором також є наявність у запропонованому антифрикційному спеченому матеріалі підвищеної кількості цинку – 0,5–1,0 мас. % проти 0,3–0,5 мас. % у матеріалі-прототипі. Цинк у кількості більше 0,5 мас. % окрім розчинення у твердому розчині утворює зміцнюючі подвійні та потрійні інтерметалідні сполуки MgZn_2 та $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, які підвищують міцність матеріалу на основі алюмінію, що, у свою чергу, приводить до зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування.

Присутня на вихідних частинках відходів сплаву АК8МЗч складна оксидна плівка, що містить Al_2O_3 та комплексні оксиди $\text{BeO} \cdot \text{MgO}$, захищає антифрикційний матеріал від окислювання при температурах експлуатації 130 °С, а також запобігає затягуванню пор при дії навантажень на матеріал, що сприяє утриманню мастила в порах-резервуарах при терті у присутності мастила, а м'яка основа частинок відходів забезпечує швидке припрацювання антифрикційного матеріалу при роботі.

При складі компонентів матеріалу за межами запропонованого вмісту компонентів (склади 4, 5) антифрикційні властивості матеріалу знижуються.

Економічна ефективність, крім підвищення антифрикційних властивостей матеріалу та гранично-допустимих навантажень і температур його експлуатації, полягає також у можливості використання відходів алюмінієвого сплаву АК8МЗч для виготовлення підшипників ковзання.

Антифрикційний матеріал на основі алюмінію може використовуватись для оснащення вузлів тертя, що працюють при підвищених навантаженнях і температурах з мастилом в атмосфері повітря, зокрема, у вузлах тертя обладнання та устаткування машинобудівної та приладобудівної галузей промисловості, а також у різних за своїм технологічним призначенням поліграфічних машинах основного та допоміжного виробництва.

Таблиця 1.10

Хімічний склад та фізико-механічні властивості
антифрикційних зносостійких композитів на основі алюмінію АК8МЗч

Склад	Вміст компонентів, мас. %														Гранично-допустиме навантаження при 130 °С, МПа	Коефіцієнт тертя (f) та інтенсивність зношування (I), мкм/км, при навантаженнях МПа				Гранично-допустима температура, °С				
																3,5		5,5						
	Si	Cu	Mg	Zn	Sn	Mn	Cr	Ni	Na	Fe	Ti	B	Be	Al		f	I	f	I					
1	7,0	2,5	0,25	0,5	0,1	0,1	0,05	0,2	0,05	0,2	0,2	0,1	0,05	0,0	решта				5,5	0,0047	2,41	0,0054	2,68	130
2	8,0	3,0	0,4	0,8	0,2	0,12	0,1	0,25	0,07	0,3	0,2	0,07	0,15		5,5	0,0045	2,38	0,0051	2,66	130				
3	8,5	3,5	0,5	1,0	0,3	0,15	0,2	0,3	0,1	0,4	0,25	0,1	0,25		5,5	0,048	2,42	0,0053	2,69	130				
4	6,0	1,5	0,1	0,3	0,05	0,07	0,03	0,15	0,02	0,1	0,05	0,02	0,02		5	0,0055	2,86	0,0067	3,44	130				
5	9,5	4,0	0,6	1,3	0,4	0,2	0,25	0,4	0,2	0,5	0,4	,2	0,3		5,5	0,0057	3,01	0,0074	3,71	130				
6 (прототип)	11,0-13,0	1,5-2,8	0,9-1,2	0,3-0,5	0,01-0,02	0,3-0,6	0,05-0,2	0,8-1,3	0,05-0,1	0,5-0,8	0,05-0,2	-	-		3,5	0,0079	6,82	0,0131	8,43	100				

1.2.4. Композиційний підшипниковий матеріал на основі шліфувальних відходів сплаву АМ4,5Кд

Композиційний підшипниковий матеріал на основі алюмінію належить до класу спеціальних матеріалів, які отримують методами порошкової металургії авіаційної галузі виробництва зі шламових відходів виготовлення деталей з легованого сплаву АМ4,5Кд і які набули широкого розповсюдження у різних галузях машинобудування [18, 21]. Корисна модель належить до порошкової металургії, зокрема, до спеціальних підшипникових матеріалів, що застосовуються у машинобудуванні і приладобудуванні при виготовленні підшипників ковзання, які експлуатуються за підвищених навантажень при терті у присутності рідкого мастила в атмосфері повітря при температурах до 170 °С.

Найбільш близьким до нового матеріалу за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є антифрикційний матеріал на основі алюмінію [35] наступного складу, мас. %:

Кремній	7,0–8,5
Мідь	2,5–3,5
Магній	0,25–0,5
Цинк	0,5–1,0
Олово	0,1–0,3
Марганець	0,1–0,15
Хром	0,05–0,2
Нікель	0,2–0,3
Натрій	0,05–0,1
Залізо	0,2–0,4
Титан	0,1–0,25
Бор	0,05–0,1
Берилій	0,05–0,25
Алюміній	решта

Недоліками відомого [35] антифрикційного матеріалу є незадовільний рівень антифрикційних властивостей – високий коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування при підвищених гранично-допустимих навантаженнях при терті з рідким мастилом на повітрі в умовах дії підвищених температур.

В основу створення нового матеріалу поставлено задачу зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування, а також підвищення гранично-допустимих навантажень на підшипниковий матеріал в умовах тертя з рідким мастилом при підвищенні робочих температур до 170 °С на повітрі.

Поставлена задача досягається тим, що композиційний підшипниковий матеріал на основі алюмінію, який містить кремній, мідь, магній, цинк, олово, марганець, хром, нікель, натрій, залізо і титан, додатково містить кадмій і цирконій, що разом із означеними елементами містяться у відходах алюмінієвого сплаву АМ4,5Кд, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Кремній	0,3–0,8
Мідь	4,5–5,1
Магній	0,03–0,05
Цинк	0,06–0,1
Олово	0,01–0,02
Марганець	0,35–0,8
Хром	0,1–0,3
Нікель	0,1–0,2
Натрій	0,05–0,1
Залізо	0,1–0,15
Титан	0,15–0,35
Кадмій	0,07–0,25
Цирконій	0,1–0,15
Алюміній	решта

Загальна принципова схема отримання нового композиційного матеріалу на базі шламових відходів виробництва деталей з алюмінію АМ4,5Кд може бути проілюстрована наступному прикладі: шліфувальні відходи сплаву АМ4,5Кд (ДСТУ 2839-94) після висушування від вологи та очищення від забруднень абразивними частками пресували при тисках 470–520 МПа за кімнатної температури. Утворені брикети піддавали операції гарячого пресування при тиску 300 МПа та температурі 400 °С.

Антифрикційні властивості матеріалу визначали на повітрі при швидкості ковзання 1 м/с, навантаженнях на пару тертя 3,5–5,5 МПа та змащуванні синтетичним мастилом ПЕФ-240 у парі з контртілом із сталі 45 (45–48 HRCe) при температурах до 170 °С.

У табл. 1.11 наведено склади запропонованого підшипникового матеріалу (склади 1–3), склади, що виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також антифрикційні властивості зазначених складів порівняно з властивостями відомого [35] антифрикційного матеріалу (склад 6, прототип).

Наведені у табл. 1.11 дані свідчать, що присутність кадмію та цирконію у складі запропонованого композиційного підшипникового

матеріалу на основі алюмінію забезпечує надання йому більш високих антифрикційних властивостей при одночасному підвищенні гранично-допустимих навантажень на пару тертя та робочих температур порівняно з матеріалом-прототипом (склад 6). Це відбувається внаслідок позитивної дії кадмію та цирконію, котрі утворюють у структурі матеріалу додаткові фази, забезпечуючи створення складної гетерофазної структури підшипникового матеріалу.

Кадмій, що розчиняється в алюмінієвій матриці, уповільнює рух вакансій до меж зерен, сприяє утворенню петлевих дислокацій та підсилює зв'язок між виділеннями зміцнюючих фаз та матрицею твердого розчину.

У результаті зростає міцність та довговічність матеріалу, що, у свою чергу, підвищує антифрикційні властивості. Наявність кадмію приводить до гальмування процесів знеміцнення матеріалу за підвищених температур і навантажень при терті, що забезпечує стабільність структури підшипникового матеріалу при його експлуатації.

Цирконій, що практично не розчиняється в алюмінії, утворює додаткові інтерметалідні частинки сполуки $ZrAl_3$, котрі чинять модифікуючу дію – подрібнюють зерно, підвищують температуру рекристалізації, прискорюють розпад пересиченого твердого розчину при зміцнюючій термічній обробці матеріалу. Дрібнозерниста фаза $ZrAl_3$ гальмує процеси рекристалізації матеріалу і тим самим сприяє підвищенню робочих температур і навантажень на підшипниковий матеріал.

Позитивним фактором також є наявність у запропонованому композиційному підшипниковому матеріалі підвищеного вмісту міді та марганцю при одночасному зниженні кількості кремнію. Зменшений вміст кремнію сприяє зменшенню кількості твердих і крихких фаз з кремнієм типу $FeSiAl_5$ та кристалів кремнію, які, з одного боку, визначають високу зносостійкість матеріалу, а з другого, – високу вірогідність зношування поверхонь ковзання, контактуючих з підшипниками деталей, що призводить до погіршення робочих характеристик вузла тертя у цілому. Тому зменшений вміст кремнію є позитивним чинником, особливо за умов експлуатації матеріалу при підвищених режимах навантажень.

Підвищений вміст міді у запропонованому матеріалі – 4,5–5,1 мас.% проти 2,5–3,5 мас.% у матеріалі-прототипі сприяє зміцненню твердого розчину $Al(Cu)$ матеріалу, а також забезпечує утворення більшої кількості зміцнюючої θ -фази – $CuAl_2$, що сприяє підвищенню міцності й жароміцності підшипникового матеріалу та обумовлює збереження його високих антифрикційних властивостей при зростанні робочих температур і навантажень.

Збільшений вміст марганцю у запропонованому матеріалі – 0,35–0,8 мас.% проти 0,1–0,15 мас.% у матеріалі-прототипі обумовлює як зміцнення твердого розчину матеріалу при розчиненні марганцю в алюмінії,

Таблиця 1.11

**Хімічний склад та фізико-механічні властивості
нових антифрикційних матеріалів на основі алюмінієвого сплаву АМ4,5Кд**

Склад	Вміст компонентів, мас. %													Гранично-допустиме навантаження при 170 °С, МПа										Коефіцієнт тертя (f) та інтенсивність зношування (I), мкм/км, при навантаженнях МПа	Гранично-допустима температура, °С
	Si	Cu	Mg	Zn	Sn	Mn	Cr	Ni	Na	Fe	Ti	Cd	Zn	решта					3,5		5,5				
														Al	f	I	f	I							
1	0,5	4,5	0,03	0,06	0,01	0,35	0,1	0,1	0,05	0,1	0,15	0,07	0,1						5,5	0,0033	1,77	0,0041	2,24	170	
2	0,5	4,8	0,04	0,08	0,015	0,5	0,2	0,15	0,07	0,12	0,25	0,15	0,12						5,5	0,0031	1,72	0,0040	2,21	170	
3	0,8	5,1	0,05	0,1	0,02	0,8	0,3	0,2	0,1	0,15	0,35	0,25	0,15						5,5	0,0034	1,75	0,0043	2,23	170	
4	0,2	4,0	0,01	0,03	0,005	0,2	0,05	0,05	0,02	0,03	0,1	0,04	0,05						5,5	0,0046	2,10	0,0053	3,12	170	
5	1,0	5,5	0,07	0,2	0,03	1,0	0,4	0,3	0,2	0,2	0,5	0,4	0,3						5,5	0,0047	2,14	0,0056	3,41	170	
6 (прототип)	7,0-8,5	2,5-3,5	0,25-0,5	0,5-1,0	0,1-0,3	0,1-0,15	0,05-0,2	0,2-0,3	0,05-0,1	0,25-0,4	0,1-0,25	B	Be						4,0	0,0045-0,004	2,38-2,42	0,018-0,023	7,42-9,12	130	

так і утворення більшої кількості зміцнюючих фаз $MnAl_6$, $Al_{12}Mn_2Cu$, котрі окрім підвищення міцності матеріалу збільшують температуру початку рекристалізації і також прискорюють розпад пересиченого твердого розчину при зміцнюючій термічній обробці матеріалу. Це допомагає формувати режими навантаження підшипникового матеріалу, збільшуючи гранично-допустимі навантаження і робочі температури.

Гетерогенна структура запропонованого композиційного підшипникового матеріалу на основі алюмінію, що має вигляд:

$Al(Cu)$ + евтектика $[Al(Cu) + Si + CuAl_2] + CuAl_2 + TiAl_3 + MnAl_6 + Al_{12}Mn_2Cu + ZrAl_3$, обумовлює зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування при збільшенні допустимих навантажень та температур експлуатації.

Присутня на вихідних частинках відходів сплаву АМ4,5Кд оксидна плівка, що складається з Al_2O_3 та комплексних оксидів $CuO \cdot CdO$, захищає підшипниковий матеріал від окислювання при робочих температурах $170^\circ C$ на повітрі, а також запобігає затягуванню пор при дії навантажень на матеріал, що сприяє утриманню мастила у порах-резервуарах при терті у присутності рідкого мастила, а м'яка основа частинок відходів сплаву забезпечує швидке припрацювання композиційного підшипникового матеріалу при його експлуатації.

При складі компонентів матеріалу за межами запропонованого вмісту компонентів (склади 4, 5) антифрикційні властивості матеріалу знижуються.

Економічна ефективність, крім підвищення антифрикційних властивостей матеріалу та гранично-допустимих навантажень і робочих температур, полягає також у можливості використання шліфувальних відходів алюмінієвого сплаву АМ4,5Кд для виготовлення підшипників ковзання.

Композиційний підшипниковий матеріал на основі алюмінію може використовуватись для оснащення вузлів тертя, що працюють при підвищених навантаженнях і температурах з рідким мастилом на повітрі, насамперед у вузлах тертя приладів, обладнанні та устаткуванні авіа-, приладо- та машинобудування.

1.2.5. Порошковий антифрикційний матеріал на основі шліфувальних відходів сплаву АК12ММgН

Порошковий антифрикційний матеріал на основі відходів сплаву АК12ММgН [21, 36] є одним із нових зносостійких композиційних сплавів, які одержані зі шламових відходів виробництва алюмінієвих деталей масового виробництва машинобудівних галузей.

Новий матеріал належить до порошкової металургії, насамперед до композиційних зносостійких матеріалів, які застосовуються у машинобудуванні і приладобудуванні при виробництві деталей тертя, що пра-

цюють при підвищених навантаженнях в умовах тертя без змащування рідким мастилом в атмосфері повітря при температурах до 120 °С.

Найбільш близьким до нового матеріалу є порошковий антифрикційний матеріал на основі алюмінію [37], що працює при змащуванні рідким мастилом, наступного складу, мас. %:

Кремній	11,0–13,0
Мідь	1,5–2,8
Магній	0,9–1,2
Цинк	0,3–0,5
Олово	0,01–0,02
Марганець	0,3–0,6
Хром	0,05–0,2
Нікель	0,8–1,3
Натрій	0,05–0,1
Залізо	0,5–0,8
Титан	0,05–0,2
Алюміній	решта

Недоліками відомого [37] антифрикційного матеріалу є незадовільний рівень триботехнічних властивостей – високий коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування при підвищених гранично-допустимих навантаженнях при терті без змащування рідким мастилом на повітрі в умовах дії підвищених температур.

В основу створення нового матеріалу поставлено задачу зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування, а також підвищення гранично-допустимих навантажень зносостійкого матеріалу в умовах тертя без змащування рідким мастилом при температурах до 120 °С на повітрі.

Поставлена задача досягається тим, що зносостійкий матеріал на основі відходів алюмінієвого сплаву АК12ММгН, який містить кремній, мідь, магній, цинк, олово, марганець, хром, нікель, натрій, залізо і титан, відрізняється тим, що він додатково містить свинець та дисульфід молібдену, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Кремній	11,0–13,0	Нікель	0,8–1,3
Мідь	0,8–1,5	Натрій	0,05–0,1
Магній	0,85–1,35	Залізо	0,5–0,7
Цинк	0,1–0,2	Титан	0,1–0,2
Олово	0,005–0,01	Свинець	0,03–0,05
Марганець	0,1–0,2	Дисульфід молібдену	9,0–12,0
Хром	0,1–0,2	Алюміній	решта

Нижче наведено приклад, що ілюструє основні етапи технологічного ланцюга створення нового композиційного матеріалу, а саме шліфувальні відходи сплаву АК12ММгН (ДСТУ 2839-94) після операцій очищення від забруднень абразивною крихтою та висушування від вологи змішували з порошками дисульфиду молібдену, пресували при тисках 450–500 МПа при кімнатній температурі. Утворені брикети піддавали гарячому пресуванню при 300 МПа та температурі зовнішнього нагріву 400 °С.

Триботехнічні властивості визначали на повітрі при швидкості ковзання 1 м/с, навантаженнях на пару тертя 5,0–6,0 МПа в парі з контртілом із сталі 45 (45–48 HRC_c) при температурах до 120 °С без змащування рідким мастилом (в умовах самозмащування).

У табл. 1.12 наведено склади запропонованого зносостійкого матеріалу (склади 1–3), склади, що виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також триботехнічні властивості зазначених складів порівняно з властивостями відомого [37] антифрикційного матеріалу (склад 6, найближчий аналог).

Наведені у табл. 1.12 дані свідчать, що присутність свинцю та дисульфиду молібдену у складі запропонованого зносостійкого матеріалу на основі алюмінієвого сплаву АК12ММгН забезпечує надання йому більш високих триботехнічних характеристик при підвищенні гранично-допустимих навантажень на пару тертя і температур порівняно з відомим матеріалом – найближчим аналогом (склад 6).

Це відбувається внаслідок позитивної дії додатково присутніх у складі матеріалу свинцю та твердого мастила – дисульфиду молібдену (MoS₂).

Свинець, як пластичний метал, покращує в'язкість матеріалу, що є значущим фактором для припрацювання деталі у періоди пуску обладнання.

Окрім цього, свинець, як м'який та легкоплавкий елемент, у процесі виготовлення рівномірно розташовується по межах зерен всього об'єму металевої матриці матеріалу, завдяки чому реалізується його позитивна дія як додаткового твердого мастила при експлуатації деталі за підвищених температур і навантажень.

Завдяки присутності дисульфиду молібдену у процесі тертя на поверхні матеріалу формується антизадирна змащувальна розділювальна плівка, що складається з MoS₂ та комплексних хімічних сполук елементів пари тертя – зразка і контртіла.

Хімічний склад та фізико-механічні властивості порошкових антифрикційних матеріалів на основі алюмінію АК12ММГН

Склад	Вміст компонентів, мас. %														Лінійний аналіз										Лінійний аналіз	6 (найближчий аналіз)
	Si	Cu	Mg	Zn	Sn	Mn	Cr	Ni	Na	Fe	Ti	Pb	MoS ₂	Al	Результати аналізу											
															ф	І	ф	І	ф							
1	11,0	0,8	0,85	0,1	0,005	0,1	0,1	0,8	0,05	0,5	0,1	0,03	9,0		5,5	0,097	12,41	0,12	12,68	120						
2	12,0	1,0	1,2	0,15	0,007	0,15	0,15	1,0	0,07	0,6	0,15	0,04	10,0		5,5	0,094	12,38	0,11	12,66	120						
3	13,0	1,5	1,35	0,2	0,01	0,2	0,2	1,3	0,1	0,7	0,2	0,05	12,0		5,5	0,091	12,42	0,13	12,69	120						
4	9,0	0,5	0,7	0,05	0,003	0,07	0,05	0,5	0,02	0,2	0,05	0,02	7,0		5,5	0,12	12,86	0,14	13,44	120						
5	14,0	2,0	1,6	0,3	0,2	0,3	0,3	1,4	0,2	0,8	0,3	0,07	14,0		5,5	0,13	13,01	0,15	13,71	120						
															2,0	0,27-0,31	39-82	0,39-0,42	48,43	100						
															Лінійно-допустиме навантаження при 120 °С, МПа					Коефіцієнт тертя (f) та інтенсивність зношування (І), мкм/км, при навантаженнях МПа					Лінійно-допустима температура, °С	

Утворена плівка тертя формується внаслідок намащування MoS_2 на контактні поверхні зразка і контртіла. При цьому до складу змащувальної плівки окрім дисульфиду молібдену входять складні оксиди легувальних елементів сплаву АК12ММгН – Al_2O_3 , PbO , $\text{CuO}\cdot\text{MgO}$, $\text{CuO}\cdot\text{NiO}$ та оксиди хімічних елементів контртіла – Fe_2O_3 , Fe_3O_4 .

Плівка тертя характеризується щільністю та однорідністю, причому у зазначених умовах експлуатації темп її зношування збігається з темпом її постійного відновлення, що забезпечує стабільно високі триботехнічні властивості запропонованого матеріалу у визначених умовах роботи.

Наявність свинцю та дисульфиду молібдену забезпечує добре припрацювання запропонованого зносостійкого матеріалу і дає змогу формувати режими навантаження на матеріал, збільшуючи гранично-допустимі навантаження і робочі температури при стабільно високих триботехнічних властивостях.

Присутня на вихідних частинках відходів сплаву АК12ММгН складна оксидна плівка, що містить Al_2O_3 та комплексні оксиди легувальних елементів, захищає зносостійкий матеріал від окислювання при температурах експлуатації 120°C , а м'яка основа частинок відходів забезпечує швидке припрацювання зносостійкого матеріалу у періоди пуску при його експлуатації.

При складі компонентів матеріалу за межами запропонованого вмісту компонентів (склади 4, 5) триботехнічні властивості матеріалу знижуються.

Економічна ефективність, крім підвищення триботехнічних властивостей матеріалу, гранично-допустимих навантажень і температур його експлуатації, полягає також у можливості використання відходів алюмінієвого сплаву АК12ММгН для виготовлення якісних композиційних деталей, що працюють на тертя та знос у режимі самозмащування, у позбавленні необхідності застосування змащувальних мастил та спрощенні конструкцій вузлів завдяки усуненню складних мастилоподавальних систем.

Зносостійкий матеріал на основі алюмінієвого сплаву АК12ММгН з домішками твердого мастила – дисульфиду молібдену MoS_2 може використовуватись для оснащення вузлів тертя, що працюють при підвищених навантаженнях і температурах без змащування рідким мастилом в атмосфері повітря, зокрема, у вузлах обладнання та устаткування машинобудівної і приладобудівної галузей промисловості.

1.2.6. Композиційний зносостійкий матеріал на основі шліфувальних відходів алюмінієвого сплаву 1420

Корисна модель належить до порошкової металургії, зокрема, до композиційних зносостійких матеріалів на основі алюмінію, що застосовуються у машинобудуванні і приладобудуванні при виготовленні деталей тертя, які працюють за підвищених навантажень при терті у присутності рідкого мастила в атмосфері повітря при температурах до 200 °С.

Найбільш близьким до корисної моделі за технічною сутністю та сукупністю суттєвих ознак є антифрикційний матеріал на основі алюмінію (найближчий аналог) [36] наступного складу, мас. %:

Кремній	0,3–0,8
Мідь	4,5–5,1
Магній	0,03–0,05
Цинк	0,06–0,1
Олово	0,01–0,02
Марганець	0,35–0,8
Хром	0,1–0,3
Нікель	0,1– 0,2
Натрій	0,05–0,1
Залізо	0,1–0,15
Титан	0,15–0,35
Кадмій	0,07–0,25
Цирконій	0,1–0,15
Алюміній	решта

Недоліками відомого [36] антифрикційного матеріалу є незадовільний рівень антифрикційних властивостей – високі інтенсивність зношування та коефіцієнт тертя при підвищених гранично-допустимих навантаженнях в умовах тертя зі змащуванням рідким мастилом на повітрі в умовах дії температур до 200 °С.

В основу корисної моделі поставлено задачу зниження інтенсивності зношування та коефіцієнта тертя, а також підвищення гранично-допустимих навантажень на зносостійкий матеріал в умовах тертя зі змащуванням рідким мастилом при підвищенні робочих температур до 200 °С на повітрі.

Поставлена задача досягається тим, що композиційний зносостійкий матеріал на основі алюмінію, який містить кремній, магній, марганець, натрій, залізо, титан та цирконій, додатково містить літій, який разом із означеними елементами міститься у відходах алюмінієвого сплаву 1420, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Кремній	0,3–0,8
Мідь	4,5–5,1
Магній	0,03–0,05
Цинк	0,06–0,1
Олово	0,01–0,02
Марганець	0,35–0,8
Хром	0,1–0,3
Нікель	0,1–0,2
Натрій	0,05–0,1
Залізо	0,1–0,15
Титан	0,15–0,35
Кадмій	0,07–0,25
Цирконій	0,1–0,15
Алюміній	решта

Корисна модель ілюструється наступним прикладом.

Шліфувальні відходи сплаву 1420 (ГОСТ13616 - 97) після висушування від вологи та електростатичного очищення від забруднень абразивними частками пресували при тисках 480–530 МПа за кімнатної температури. Утворені брикети піддавали операції гарячого пресування при тисках 300–320 МПа та температурі 400–410 °С.

Антифрикційні властивості матеріалу визначали на повітрі при швидкості ковзання 1 м/с, навантаженнях на пару тертя 3,0–4,0 МПа та змащуванні синтетичним мастилом ПЕФ-240 у парі з контртілом із сталі 45 (45–48 HRC_c) при температурах до 200 °С.

У табл. 1.13 наведено склади запропонованого композиційного зносостійкого матеріалу (склади 1–3), склади, що виходять за межі запропонованого складу компонентів (склади 4, 5), а також антифрикційні властивості зазначених складів порівняно з властивостями відомого антифрикційного матеріалу (склад 6, найближчий аналог).

Наведені у табл. 1.13 дані показують, що присутність літію у складі запропонованого композиційного зносостійкого матеріалу на основі алюмінію забезпечує надання йому більш високих антифрикційних властивостей при одночасному підвищенні гранично-допустимих навантажень на пару тертя та робочих температур порівняно з матеріалом-найближчим аналогом (склад 6).

Це відбувається внаслідок позитивної дії літію, який утворює у структурі матеріалу додаткові фази, забезпечуючи формування складної гетерофазної структури композиційного матеріалу.

Літій, що присутній у алюмінієвій матриці, забезпечує утворення додаткових зміцнюючих фаз – інтерметалідів фази δ – Al_3Li . У результа-

ті зростає міцність та довговічність матеріалу, що, у свою чергу, підвищує антифрикційні властивості, зокрема, зносостійкість.

Поряд із δ -фазою завдяки наявності підвищеного вмісту магнію (5,0–6,0 мас.% проти 0,03–0,05 мас.% у найближчого аналога) утворюються також тонкі пластинчасті виділення потрійної фази S – Al_2MgLi , яка додатково зміцнює матеріал, що сприяє зростанню зносостійкості.

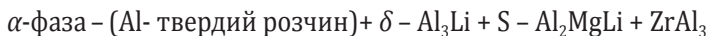
Наявність у матеріалі цирконію, що практично не розчиняється в алюмінії, утворює додаткові інтерметалідні частинки сполуки ZrAl_3 , котрі чинять модифікуючу дію – подрібнюють зерно, підвищують температуру рекристалізації та прискорюють розпад пересиченого твердого розчину при зміцнюючій термічній обробці матеріалу.

Дрібнозернисті фази δ – Al_3Li , S – Al_2MgLi та ZrAl_3 окрім підвищення зносостійкості гальмують процеси рекристалізації матеріалу і тим самим сприяють не тільки підвищенню робочих температур і навантажень на композиційний матеріал, а й дають змогу форсувати режими навантаження запропонованого матеріалу, збільшуючи гранично-допустимі навантаження і робочі температури.

Наявність літію завдяки утвореним зміцнюючим фазам приводить до гальмування процесів знеміцнення матеріалу за підвищених температур і навантажень при терті, що забезпечує стабільність структури та антифрикційних властивостей композиційного матеріалу при його експлуатації.

Позитивним фактором у запропонованого композиційного зносостійкого матеріалу є його мала густина, яка завдяки присутності літію знижується до 2470 кг/м^3 (проти 2660 кг/м^3 у найближчого аналога [36]), що забезпечує зменшення загальної маси вузлів і конструкцій виробів приладо- і машинобудування.

Гетерофазна структура запропонованого композиційного зносостійкого матеріалу на основі алюмінію, що має вигляд:



обумовлює зниження коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування при збільшенні допустимих навантажень та температур експлуатації.

Присутня на вихідних частинках відходів сплаву 1420 оксидна плівка, що складається з Al_2O_3 та комплексних оксидів $\text{MgO} \cdot \text{LiO}_2$, захищає зносостійкий матеріал від окислювання при робочих температурах 200°C на повітрі, а також запобігає зтягуванню пор при дії навантажень на матеріал, що сприяє утриманню мастила у порах-резервуарах при терті у присутності рідкого мастила, а м'яка основа частинок відходів сплаву забезпечує швидке припрацьовування композиційного зносостійкого матеріалу при його експлуатації.

№	Вміст компонентів, мас. %													Гранич.-доп. Р при 200°С, МПа	Коефіцієнт тертя (f) та інтенсивність зношування (I), мкм/км, при Т, °С						Гранично-оп. Т, °С										
															170		200														
															f	I	f	I	f	I		f	I	f	I	f	I				
1	0,1	-	5,0	-	0,15	-	-	0,002	0,15	0,05	0,05	1,9	0,09	решта						4,0	0,0035	1,97	0,0044	2,32	200	200					
2	0,2	-	5,5	-	0,2	-	-	0,003	0,12	0,08	0,08	2,1	0,12												4,0	0,0032	1,92	0,0042	2,30	200	200
3	0,3	-	6,0	-	0,3	-	-	0,005	0,3	0,10	0,10	2,3	0,15												4,0	0,0036	1,95	0,0047	2,35	200	200
4	0,05	-	4,0	-	0,1	-	-	0,001	0,1	0,03	0,03	1,5	0,05												4,0	0,004	2,00	0,0051	3,00	200	200
5	0,35	-	7,0	-	0,5	-	-	0,007	0,5	0,15	0,15	2,5	0,2												4,0	0,0042	2,11	0,0054	3,15	200	200
6	0,3-0,8	4,5-5,1	0,03-0,05	0,06-0,1	0,01-0,02	0,35-0,8	0,1-0,3	0,05-0,1	0,1-0,2	0,15-0,35	0,1-0,15	Cd 0,07-0,25	0,1-0,15												2,0	0,0041-0,0043	2,21-2,24	0,0088-0,012	8,72-9,54	170	170

При складі компонентів матеріалу за межами запропонованого вмісту компонентів (склади 4, 5) антифрикційні властивості матеріалу знижуються.

Економічна ефективність, крім підвищення антифрикційних властивостей матеріалу та гранично-допустимих навантажень і робочих температур, полягає також у можливості використання шліфувальних відходів алюмінієвого сплаву 1420 для виготовлення зносостійких деталей тертя.

Композиційний зносостійкий матеріал на основі алюмінію може використовуватись для оснащення вузлів тертя, що працюють при підвищених навантаженнях і температурах з рідким мастилом на повітрі, насамперед у вузлах тертя приладів, обладнанні та устаткуванні авіа-, приладо- та машинобудування.

Висновки до розділу 1

1. Створені рекомендації для виробництва щодо застосування в конструкціях машин деталей з нових зносостійких композитів для нормальних (температура середовища 20–30 °С, питомі тиски у межах 0,5–1 МПа), підвищених (температури до 100–120 °С, питомі тиски 1–1,2 МПа) та жорстких (температури 200–950 °С, питомі тиски 5–8 МПа) умов експлуатації.

2. Показана можливість використання нових антифрикційних високолегованих та високозносостійких матеріалів не тільки у сучасних поліграфічних машинах, а й у верстатному обладнанні та приладах різних галузей машино- та приладобудування (аерокосмічна техніка, обладнання трансконтинентальних газогонів, машинні та технологічні комплекси легкої і харчової промисловості та ін.).

3. Акцентовано увагу на економічній ефективності використання нових композитів для виготовлення різноманітних деталей тертя, адже вихідною сировиною для одержання нових порошкових сплавів є вторинна сировина – шламові відходи виробництва деталей ряду галузей промисловості (авіаційна галузь, штампове та інструментальне виробництво, масове виробництво запасних частин для автотракторної промисловості), які містять у своєму складі високовартісні легуючі елементи (вольфрам, молібден, ванадій, нікель, ніобій, титан, мідь та ін.).

Крім того, деталі з нових композитних матеріалів виготовляють за найсучаснішими методами технології порошкової металургії і, отже, для наступних операцій механічного оброблення майже не залишено поверхонь, які необхідно обробляти. Заготовка, як правило, максимально наближена за формою до готової деталі, що залишає для фінішного оброблення тільки незначну кількість її робочих поверхонь.

Усе це веде до суттєвого зменшення (часто у десятки разів) енергоємності механічної обробки деталей з нових зносостійких композитів,

що принципово змінює традиційні підходи до організації дільниць і цехів діючого виробництва виготовлення деталей тертя поліграфічних машин.

З урахуванням світової тенденції до збільшення вартості енергоносіїв, зменшення енергоємності операцій механічної обробки слугує вагомим додатковим джерелом отримання суттєвого економічного ефекту під час виробництва деталей тертя з нових марок синтезованих матеріалів.

4. Слід звернути увагу також і на те, що створення нових зносостійких композитів дає змогу покращити екологічні умови охорони навколишнього середовища. Адже сировиною, з якої виготовлено нові антифрикційні сплави, є шламові відходи основного виробництва. До останнього часу їх викидали у відвали, що призводило до забруднення екосфери.

На жаль, цей досить важливий фактор ще важко оцінити з точки зору одержання реального економічного ефекту, хоча, як відомо, екологія, її охорона, збереження навколишнього середовища (повітря, вода) є одним із найголовніших завдань при створенні сучасних промислових технологічних процесів.

РОЗДІЛ 2.

ТОНКЕ АБРАЗИВНЕ ШЛІФУВАННЯ КОМПОЗИТНИХ ДЕТАЛЕЙ ТЕРТЯ ДРУКАРСЬКИХ МАШИН

Серед численних деталей тертя друкарських машин, що працюють в умовах критичних навантажень і які вимагають застосування спеціально створених для забезпечення необхідних параметрів зносостійкості матеріалів та методів механічного оброблення, значну кількість становлять підшипники ковзання. Адже вони працюють в широкому діапазоні температурних навантажень (від 100 °С до 800–900 °С) та питомих тисків (2–8 МПа). Крім того, доцільно зауважити, що успішна експлуатація підшипників ковзання відбувається в умовах дії агресивного середовища, яким, як не дивно, є повітря, що нас оточує. Саме кисень повітря сприяє інтенсифікації зношування контактних поверхонь тертя [39, 40].

Крім того, у повітрі поліграфічних виробництв є значна частка пилової складової від елементів зношування типографської продукції (паперу, часток різних фарб, побутового пилу, діаметр часток якого іноді сягає розмірів 2–5 мкм, часток тертя і фізичного зношування конструктивних деталей механізмів машин, наприклад, полімерних деталей, графітових часток пилу чавунних елементів конструкцій друкарської техніки та ін.) [41, 42].

Усе це сприяє більш швидкому зносу деталей і тому вимагає суворого виконання режимів експлуатації техніки, створення відповідних умов промислової санітарії у виробничих підрозділах та застосування (ще на стадії проектування поліграфічних машин) високолегованих зносостійких композитних матеріалів, а на етапі розробки технологічних процесів виробництва – використання надтонких технологічних оброблення поверхонь ковзання, які гарантують отримання нормованих параметрів якості деталей тертя із забезпеченням (за рахунок цього) мінімального зношування та суттєвого збільшення термінів продуктивної експлуатації друкарського обладнання [39–42].

Враховуючи вищезначене, у подальшому розглядаються питання фінішного оброблення поверхонь тертя підшипників ковзання друкарської техніки як одного з найскладніших (з точки зору умов експлуатації та дії екстремальних факторів середовища) та типових представників широкого класу деталей тертя.

2.1. Забезпечення параметрів якості поверхонь композитних підшипників ковзання тонким абразивним шліфуванням

Як вже зазначалось, вимоги до якості поверхонь деталей тертя, які працюють в умовах інтенсивного зношування, постійно зростають, що обумовлюється безперервним підвищенням важливих експлуатаційних параметрів поліграфічної техніки, і насамперед зростанням термінів служби деталей, механізмів і у цілому машин.

Останнім часом для суттєвого збільшення строків експлуатації підшипників ковзання поліграфічних машин були синтезовані та впроваджені у виробництво нові композиційні матеріали, створені на основі відходів легованої сталі 86Х6НФТ, які здатні успішно експлуатуватись при швидкостях обертання до 400 об./хв. і питомих тисках 2-4 МПа.

У виготовленні вузлів тертя друкарських машин КБА «Rapida-105», «STAR BINDER 1509» та ін. застосовані підшипники ковзання, технологія механічної обробки яких побудована таким чином, що на фінішних операціях технологічного процесу використовують попереднє абразивне шліфування та надтонке викінчувальне магніто-абразивне (МАО) оброблення [40].

На жаль, процеси тонкого абразивного шліфування нових композиційних деталей тертя, виготовлених на основі вторинної сировини, зокрема шліфувальних відходів сталі 86Х6НФТ, досліджені недостатньо, хоча вони, внаслідок дії відомого принципу технологічної спадкоємності [43], на 80-90 % формують умови отримання найякісніших поверхонь тертя композитних підшипників. Усе це веде до застосування на практиці різних технологічних схем шліфування, не завжди оптимальних. Вказане викликає поширення різних технологій, часто суттєво різних, які здебільшого створені відповідно до можливостей того чи іншого підприємства.

Усе це вимагає від науковців і практиків всебічно дослідити процеси тонкого абразивного шліфування підшипників ковзання з нових композиційних матеріалів на основі шліфувальних відходів інструментальних сталей та на цій основі створити типові технологічні процеси для галузі поліграфічного машинобудування.

Нижче наведено результати досліджень параметрів якості поверхонь підшипників ковзання друкарських машин методами абразивного оброблення та типові технологічні регламенти для промислових підприємств.

2.1.1. Вплив абразивного інструменту на шорсткість поверхонь композитних підшипників поліграфічної техніки при тонкому шліфуванні

Нижче викладено основні дослідження параметрів шорсткості поверхонь при тонкому абразивному шліфуванні нових композитних підшипників на основі шліфувальних відходів сталі 86Х6НФТ з домішками твердого мастила CaF_2 та встановлення впливу зернистості шліфувального круга, матеріалу зерна абразиву, типу зв'язки інструменту і основних режимів різання на якісні показники поверхонь оброблення підшипників ковзання. Їх результати наведено у табл. 2.1.

Аналіз даних табл. 2.1 показує, що параметр шорсткості R_a змінюється зі зміною режимних факторів оброблення – глибини шліфування, поперечної та поздовжньої подачі.

Обробка експериментів за допомогою статистичних методів, зокрема із застосуванням методу Ст'юдента для випадку залежних змінних оброблених зразків при фіксованих значеннях двох варіюючих величин (наприклад, $V_{\text{ш}}$, t) та при змінній третій величині (наприклад, $S_{\text{поз.}}$), показала, що досліджені сукупності суттєво різні [44, 45].

Таблиця 2.1

Параметр шорсткості R_a при тонкому плоскому шліфуванні підшипникового композитного сплаву

Поперечна подача $S_{\text{поз.}}$, мм/подв. хід	Швидкість виробу (поздовжня подача) $V_{\text{ш}}$, м/хв.	Глибина шліфування t , мм		
		0,002	0,01	0,05
		R_a , мкм		
0,1	2	0,270	0,352	0,685
	5	0,321	0,400	0,719
	10	0,330	0,423	0,865
0,2	2	0,351	0,430	0,934
	5	0,410	0,419	1,058
	10	0,414	0,512	1,212
0,5	2	0,541	0,792	1,575
	5	0,626	0,879	1,798
	10	0,650	0,955	1,020
1,0	2	0,821	0,954	2,100
	5	0,927	1,075	2,410
	10	1,033	1,155	2,620

П р и м і т к и : Верстат – FF-350 «Abawerk» (ФРН), абразив – 63СМ14СМ25 на гліфта-левій зв'язці, швидкість круга – 22 м/с, обробка – без охолодження.

Аналогічні результати отримані при порівнянні будь-яких вибірок для подач 0,1 – 1,0 мм/подв. хід та швидкостей 2 – 10 м/хв. До речі, зі збільшенням різниці між подачами порівнюваних вибірок і різниці між швидкостями відмінності між табличним та розрахунковим розподілом Ст'юдента зростають. Це дає змогу зробити висновок, що існує зв'язок між параметром шорсткості поверхні R_a та глибиною різання t : $R_a = f(t)$, $S_{\text{поп.}} = \text{const}$, $V_B = \text{const}$.

Використовуючи методи математичної статистики, не важко показати, що існує зв'язок між параметром R_a та поперечною подачею $S_{\text{поп.}}$: $R_a = f(S_{\text{поп.}})$, $V_B = \text{const}$, $t = \text{const}$.

Аналогічний статистичний зв'язок існує між параметром шорсткості R_a та швидкістю V_B : $R_a = f(V_B)$, $S_{\text{поп.}} = \text{const}$, $t = \text{const}$.

Дослідження фактичного зв'язку між шорсткістю поверхні та режимними факторами шліфування методами кореляційного аналізу допомогло встановити кількісні співвідношення між досліджуваними факторами.

Для отримання рівняння множинної кореляції на основі наведених експериментальних даних були знайдені коефіцієнти кореляції парних залежностей $R_a - t$; $R_a - S_{\text{поп.}}$; $R_a - V_B$; $S_{\text{поп.}} - V_B$; $S_{\text{поп.}} - t$; $t - V_B$.

Проведені розрахунки свідчать, що між факторами R_a , $S_{\text{поп.}}$, V_B , t існує щільний лінійний зв'язок. Формальний математичний аналіз показує, що між факторами $S_{\text{поп.}}$, t , V_B , $S_{\text{поп.}} - V_B$ зв'язок відсутній, хоча це видно із загальних технічних міркувань. Отримані коефіцієнти кореляції r_k далекі від 1. Отже, крім даного фактору (для якого визначено r_k), на R_a впливають й інші фактори. Значення коефіцієнтів кореляції вказує на ступінь впливу на шорсткість поверхні досліджуваних факторів.

Найбільший вплив на параметр шорсткості R_a чинять глибина різання t та поперечна подача $S_{\text{поп.}}$, найменший – швидкість випробу V_B .

Рівняння множинної кореляції для досліджуваних факторів має вигляд:

$$R_a = 0,267S_{\text{поп.}} + 5,2t + 0,006 V_B - 0,055 \quad (2.1)$$

Розраховані за формулою (2.1) значення R_a відрізняються від експериментальних на 12 – 15 %, що дає змогу використовувати формулу (2.1) в практичних розрахунках. Наприклад, знаючи конкретні значення $S_{\text{поп.}}$, t , V_B для даного абразивного інструменту, можна орієнтовно визначити, яким буде параметр R_a та оцінити (з точки зору вимог, що висуваються до підшипників) прийнятність вибраних режимів шліфування.

Слід зазначити, що ці висновки підтверджуються також при тонкому абразивному шліфуванні кругами зернистістю M50, M28, M14, M7 з елек-

трокорунду білого (25А), карбіду кремнію зеленого (63С) та монокорунду (М). Відповідні експериментальні дані наведено у табл. 2.2.

Аналіз даних табл. 2.2 допомагає зробити суттєві практичні висновки: найменшу шорсткість поверхні у досліджуваному діапазоні зернистості інструменту (7–50 мкм) забезпечує абразив з зернистістю 7 мкм, а серед розглянутої гама матеріалів зерна – найкращі результати забезпечують абразиви з карбіду кремнію зеленого. Ці результати можуть бути пояснені загальними положеннями теорії шліфування.

Таблиця 2.2

**Вплив матеріалу параметру зерна та зернистості інструменту
на параметр шорсткості поверхні R_a при тонкому
плоскому шліфуванні заготовок композитних
підшипників на основі відходів інструментальних сталей**

Характеристика абразивного інструменту	Матеріал зразків		
	86Х6НФТ+5 %CaF ₂	4ХМНФС+5 %CaF ₂	5ХЗВЗМФС+5 %CaF ₂
	R_a , мкм		
63С5Гл	1,28	1,32	1,36
25А5Гл	1,52	1,54	1,59
63СМ28Гл	0,787	0,789	0,795
25АМ28Гл	0,654	0,719	0,775
ММ28Гл	0,975	0,964	0,981
63СМ7Гл	0,257	0,249	0,275
23АМ7Гл	0,358	0,390	0,410

Примітки: Верстат – FF-350 «Abawerk» (ФРН); режими шліфування: швидкість круга – 22 м/с; позовжня подача (швидкість виробу) – 2 м/хв.; поперечна подача – 0,1 мм/подв. хід; глибина різання – 0,002 мм; обробка – без охолодження.

Дійсно, збільшення шорсткості поверхонь зі зростанням зернистості обумовлюється збільшенням перерізу a_z зрізу шару металу. Покращення шорсткості для інструментів з карбіду кремнію зеленого пояснюється тим, що зерна карбіду кремнію мають найгострішу форму (мінімальний кут загострення при вершині зерна) та найменший (порівняно з електрокорундовими та монокорундовими зернами) радіус округлення одиночного зерна.

У результаті математичної обробки експериментальних даних було отримано кореляційне рівняння зв'язку параметру шорсткості R_a з зернистістю А абразивного інструменту з карбіду кремнію зеленого (63С), що має вигляд:

$$R_a = 0,0072A - 0,0083 \quad (2.2)$$

Таким чином, знаючи зернистість шліфувального круга A , можна розрахувати параметр шорсткості R_a і впевнитись у тому, що вибраний інструмент забезпечить вимоги до якості робочих поверхонь підшипників ковзання. Це значно спрощує зусилля технологів-практиків при раціональному виборі шліфувального інструменту під час проектування технологічних процесів.

Суттєвим питанням є і те, як впливає склад зв'язки абразивного круга на параметр шорсткості поверхні R_a , результати дослідження якого наведено у табл. 2.3.

Слід зауважити, що основні експерименти проводились на зразках композитів, отриманих на основі шліфувальних відходів інструментальної сталі 86Х6НФ з домішками твердого мастила CaF_2 , і дещо обмежена кількість дослідів виконувалась на зразках композитів з інших сталей, зокрема 4ХМНФС та 5ХЗВЗМФС (для встановлення загальних закономірностей).

Таблиця 2.3

**Вплив матеріалу зв'язки абразиву
на параметр шорсткості обробленої поверхні R_a зразків
з композитів на основі відходів сталі 86Х6НФТ при плоскому шліфуванні**

Характеристика абразивного інструменту	Матеріал зв'язки круга	Параметр шорсткості R_a , мкм
63С5Гл	гліфталева	1,28
63С5К	керамічна	1,53
63СМ28Гл	гліфталева	0,787
63СМ28К	керамічна	1,153
63СМ14Гл	гліфталева	0,621
63СМ14К	керамічна	0,710
63А5Гл	гліфталева	1,12
23А5К	керамічна	1,78

П р и м і т к и : Верстат – FF-350 «Abawerk» (ФРН); режими різання: швидкість круга – 22 м/с; поздовжня подача (швидкість виробу) – 2 м/хв.; поперечна подача – 0,1 мм/подв. хід; глибина різання – 0,002 мм; шліфування – без охолодження.

Аналізуючи дані табл. 2.3, необхідно зазначити, що найкращі значення параметрів шорсткості R_a поверхонь оброблення деталей з нових композитних сплавів на основі інструментальних сталей забезпечують

інструменти на гліфталевій зв'язці. Це можна пояснити її більш еластичною здатністю. Таким чином, при шліфуванні (під час врізання абразивного зерна у метал) під дією складових сил різання кожне зерно начебто демпфується в напрямі пружно-еластичного середовища зв'язки. Це обумовлює фактичне зменшення глибини різання. Отже, змінюються умови формування шорсткості поверхні оброблення і, як наслідок, зменшується параметр шорсткості R_a , який є одним із найголовніших факторів, що характеризує якість поверхні після тонкого абразивного шліфування.

Слід зауважити, що ці висновки зроблені на підставі аналізу фактичних даних, отриманих під час експериментального дослідження із застосуванням широкої гами зв'язок (гліфталева, керамічна, бакелітова), матеріалів зерна шліфувального круга (карбід кремнію зелений, електрокорунд білий) та зернистостей абразиву (50, 28 та 14 мкм).

Враховуючи те, що фізичні явища у процесі різання металів принципово подібні для плоского, зовнішнього круглого та внутрішнього шліфування, експериментальне дослідження процесів зовнішнього круглого і внутрішнього шліфування композитних підшипникових сплавів на основі відходів інструментальних сталей виконувалось із урахуванням вищенаведених результатів. Зокрема, для дослідів використовувались абразивні інструменти на основі карбіду кремнію зеленого (63С) зернистістю 14–28 мкм, які сформовані у шліфувальні круги гліфталевою зв'язкою.

Зазначимо, що зовнішнє кругле шліфування виконувалось на прецизійному верстаті AS-250 «Werkzajt» (ФРН), а для внутрішнього шліфування застосовувався прецизійний внутрішньошліфувальний верстат надвисокої точності SS – 125 «Studder» (Швейцарія).

Основні результати досліджень наведені на рис. 2.1 та 2.2.

Аналіз експериментів (рис. 2.1) показує, що на шорсткість поверхонь деталей з нових композитних матеріалів при зовнішньому круглому шліфуванні (як і при плоскому абразивному шліфуванні) суттєво впливають режими різання: швидкість виробу V_w , поздовжня подача S_n та глибина різання t , а також розмір зерна абразиву, матеріал зерна та склад зв'язки абразивного інструменту.

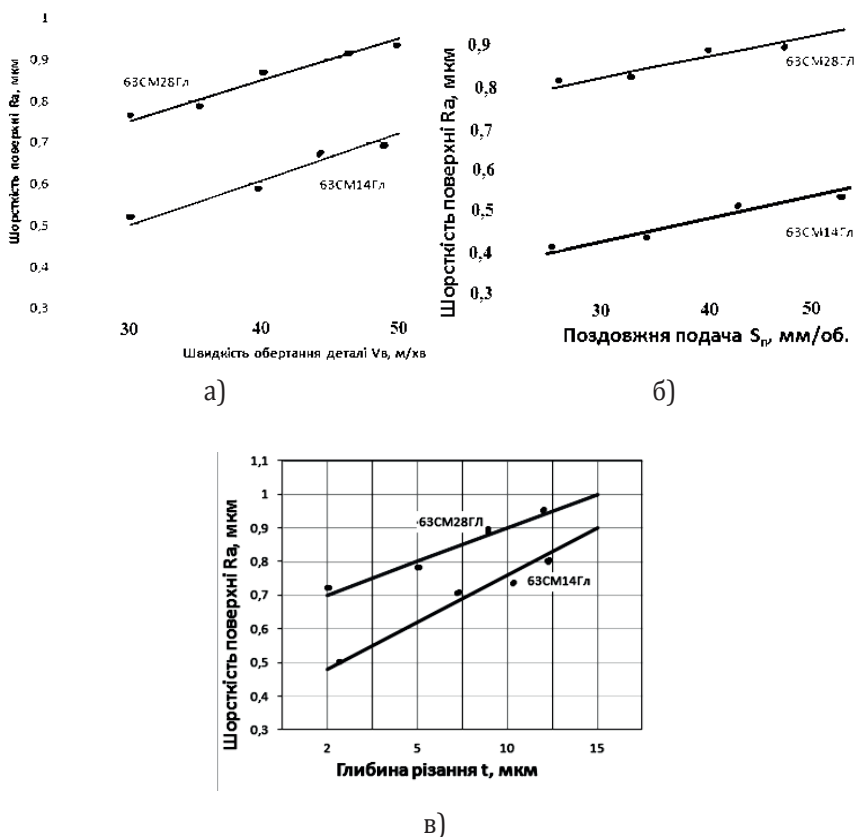
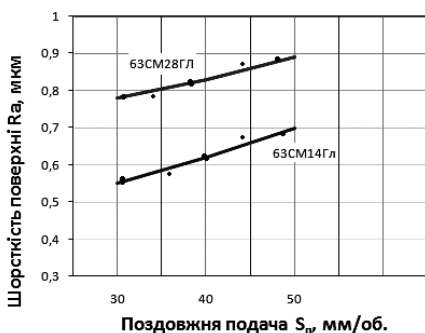


Рисунок 2.1. Залежність параметрів шорсткості поверхні R_a від режимів шліфування V_B , S_{Π} , t при зовнішньому круглому шліфуванні (швидкість абразивного круга – $V_{кр} = 30$ м/с):
а) $S = 5$ мм/об.; $t = 2$ мкм; б) $V_B = 30$ м/хв.; $t = 2$ мкм; в) $V_B = 30$ м/хв.; $S_{\Pi} = 5$ мм/об.

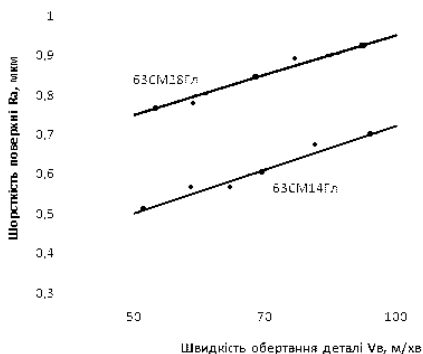
Аналогічно з плоским шліфуванням найкращу якість оброблених зовнішніх поверхонь композитних циліндричних деталей (за параметром шорсткості R_a) абразивним круглим зовнішнім шліфуванням забезпечує застосування інструментів на основі карбіду кремнію зеленого (63С) на гліфталевій зв'язці (ГЛ), зернистістю 14–28 мкм (М14 – М28) та застосування тонких режимів шліфування ($V_B \rightarrow \min$; $S_{\Pi} \rightarrow \min$; $t \rightarrow \min$).

Схожі результати отримані при тонкому круглому внутрішньому абразивному шліфуванні робочих поверхонь тертя підшипників ковзання з нових композитних сплавів на основі відходів інструментальних сталей.

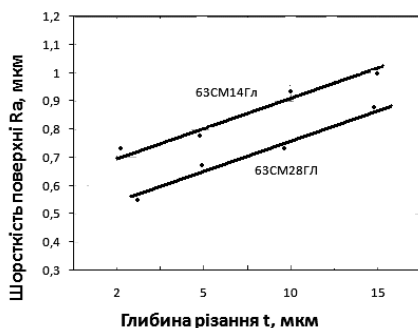
Результати експериментів наведені на графіках (рис. 2.2).



а)



б)



в)

Рисунок 2.2. Залежність параметрів шорсткості поверхні R_a від режимів шліфування V_B , S_p , t при тонкому круглому внутрішньому шліфуванні (швидкість абразивного круга – $V_{кр.} = 40$ м/с):

а) $S_p = 30$ мм/об.; $t = 2$ мкм; б) $V_B = 50$ м/хв.; $t = 2$ мкм; в) $V_B = 50$ м/хв.; $S_p = 30$ мм/об.

Аналіз рис. 2.2 показує, що при застосуванні для прецизійного внутрішнього шліфування деталей з нових композиційних сплавів на основі відходів інструментальних сталей з використанням для оброблення абразивних кругів на основі карбіду кремнію зеленого зернистістю 14–28 мкм на гліфталевій зв'язці, на параметр шорсткості поверхні оброблення R_a найбільше впливають глибина різання t , поздовжня подача S_p та швидкість обертання деталі V_B . Найкращі результати за параметром якості R_a (тобто отримання мінімальної шорсткості поверхні) забезпечують тонкі режими абразивного шліфування, а саме, мінімальні можливі (з точки зору технічних можливостей верстата) режими різання – глибина шліфування, поздовжня подача та швидкість обертання деталі.

На основі узагальнення комплексу виконаних досліджень отримано важливі для практики висновки та технологічні рекомендації для виробників, а саме:

- показано, що основні закономірності тонкого прецизійного шліфування нових композиційних сплавів збігаються при плоскому, круглому зовнішньому та внутрішньому шліфуванні;

- доведено, що на параметр якості поверхні оброблення R_a суттєво впливають матеріал зерна абразиву, його зернистість, матеріал зв'язки абразивного круга та режими шліфування;

- найкращі показники параметру R_a , які забезпечують вимоги до поверхонь тертя деталей поліграфічних машин, мають шліфувальні круги з карбіду кремнію зеленого зернистістю 14–28 мкм на гліфталевій зв'язці та тонкі режими різання.

Для технологів-виробників рекомендовано застосовувати такі режими різання [46 48]:

- для **плоского шліфування**: швидкість круга – 22 м/с, поздовжня подача – 2 м/хв., поперечна подача – 0,1 мм/подв. хід; глибина різання – 2 мкм;

- для **зовнішнього круглого шліфування**: швидкість абразивного круга – 30 м/с, швидкість виробу (деталі) – 30 м/хв., поздовжня подача – 30 мм/об., глибина різання – 2 мкм;

- для **круглого внутрішнього шліфування**: швидкість круга – 40 м/с, швидкість виробу – 50 м/хв., поздовжня подача – 30 мм/об., глибина різання – 2 мкм.

На основі наведених технологічних рекомендацій (після всебічних промислових випробувань) створено нові способи механічного оброблення прецизійних поверхонь деталей з високолегованих зносостійких композитів, які захищені відповідними патентами України [49].

2.1.2. Силоне поле при тонкому абразивному шліфуванні деталей тертя з нових композиційних сплавів для друкарської техніки

Вимоги до деталей тертя, які працюють в умовах інтенсивного зношування, постійно зростають. Це обумовлює необхідність створення та удосконалення існуючих технологій виготовлення деталей такого типу, включаючи синтез нових видів матеріалів та розробку фінішних операцій технологічного процесу надтонкої абразивної обробки робочих поверхонь тертя із забезпеченням відповідних високих вимог до якості оброблення (мінімальних значень параметрів шорсткості поверхонь

R_a , мінімальних спотворень, знаку та значень залишкових напружень, дефектів тонкого поверхневого шару, глибини залягання наклепу ступеню деформації металу у зоні зрізання стружки поодиноким абразивним зерном). Ці якості формують умови придатності поверхні оброблення для задоволення високих функціональних вимог експлуатації, зокрема суттєвого підвищення строків служби машин та механізмів друкарської техніки.

Відомо, що на параметри зносостійкості поверхонь тертя суттєво впливають не тільки параметри шорсткості R_a , а також, що не менш важливо, фізичні властивості тонкого шару поверхонь оброблення. Ці властивості (з точки зору загальної теорії шліфування) забезпечуються при обробці взаємодією силового та температурного полів на ріжучому лезі абразивного зерна шліфувального інструменту.

Саме тому дослідження параметрів силового поля (складових сил різання) при тонкому абразивному шліфуванні нових композиційних матеріалів сучасної поліграфічної техніки має наукове та практичне значення.

Нижче наведено матеріали щодо дослідження складових сил різання P_x , P_y , P_z при абразивній обробці деталей з нових композиційних сплавів на основі відходів інструментальних сталей 86Х6НФТ та 4ХМНФС з домішками твердого мастила CaF_2 та встановлення впливу зернистості шліфувального круга, матеріалу зерна абразиву, типу зв'язки круга і режимів різання на параметри силового поля [50].

Сили різання при шліфуванні металів є джерелом виникнення у зоні різання високих температур та залишкових пластичних деформацій у поверхневих шарах виробу. Сили різання при шліфуванні залежать від міцностних характеристик оброблювального матеріалу, складу абразивного круга та режимів шліфування [51].

Для утворення стружки різальні кромки абразивних зерен вдавлюються у матеріал деталі і на оброблювальній поверхні утворюються канавки у напрямку руху круга.

Згідно з різними дослідженнями процесів мікрорізання та шліфування встановлено, що при малих глибинах вдавлювання абразивного зерна відбувається пластичне деформування без зрізання стружки – видавлювання матеріалу з боків риски від проходження зерна; лише при глибині вдавлення 0,06–0,1 мкм починається процес утворення стружки перед різальними зернами [52].

У зв'язку з тим, що абразивні зерна шліфувального круга знаходяться на значній відстані одне від одного і для металевих матеріалів діаграми розтягу при однакових повторних навантаженнях збігаються з діаграмою розвантаження, то пружний стан металу можна розглядати як результат силової дії одиничного зерна.

Зміцнення поверхневого шару є результатом нормальної складової сили різання. Тому ступінь наклепу приблизно може характеризуватись величиною нормальної складової сили різання, що припадає на одиничне зерно.

Враховуючи, що різальні зерна шліфувального круга знаходяться на однаковій відстані L_ϕ одне від одного, можна вважати, що кожному зерну відповідає площа L_ϕ^2 .

Тоді кількість різальних зерен m на площі контакту круга з виробом $F=L_k \cdot B$ буде рівною:

$$m=F_{m'}=L_k \cdot B/l_\phi^2 \quad (2.3)$$

де B – ширина шліфування, мм; L_k – довжина дуги контакту, мм (для плоского шліфування $L_k = D \cdot t$);

l_ϕ – фактична відстань між зернами, мм;

m' – кількість різальних зерен, що припадає на одиницю площі круга;

D – діаметр шліфування, мм;

t – глибина шліфування, мм.

Відстань між зернами l_ϕ може бути визначена експериментально. Для деяких абразивних зерен, зокрема для карбіду кремнію зереного (63С), електрокорунду білого (23А) та монокорунду (М), l_ϕ розрахована, експериментально уточнена і використовується при дослідженнях силового поля [53].

З урахуванням цього були виконані всебічні дослідження. Значення питомих (віднесених до 10 мм ширини круга) тангенціальної та нормальної складових зусиль різання, що наведені у табл. 2.4, 2.5.

Аналіз результатів для обох видів матеріалів показує, що зі збільшенням глибини шліфування нормальна та тангенціальна складові зусилля різання закономірно зростають. Це пояснюється як збільшенням навантаження, що припадає на одиничне різальне зерно, так і збільшенням кількості зерен у зоні контакту шліфувального круга з виробом.

Таблиця 2.4

**Питомі сили різання при плоскому абразивному
шліфуванні сплаву 86Х6НФТ+ 5%CaF₂**

Глибина шліфування по лімбі верстата t_{ϕ} , мм	Характеристика круга					
	200×32×16 мм					
	63СМ14СМ2Гл			63СМ14СМ2К16		
	P_z , Н/см	P_y , Н/см	P_y/P_z	P_z , Н/см	P_y , Н/см	P_y/P_z
0,005	20	30	1,50	30	35	0,85
0,1	30	45	1,50	40	45	1,10
0,2	55	85	1,54	75	85	1,13
0,5	145	255	1,75	175	190	1,04

П р и м і т к а : Верстат – FF – 350 “Abawerk” (ФРН); режими шліфування: швидкість круга – 22 м/с; позовжня подача – 0,1 мм/подв. хід; обробка – без охолодження.

Таблиця 2.5

**Питомі сили різання при плоскому абразивному
шліфуванні сплаву 4ХНМФС+ 5%CaF₂**

Глибина шліфування по лімбі верстата t_{ϕ} , мм	Характеристика круга					
	200×32×16 мм					
	63СМ14СМ2Гл			63СМ14СМ2К16		
	P_z , Н/см	P_y , Н/см	P_y/P_z	P_z , Н/см	P_y , Н/см	P_y/P_z
0,005	15	20	1,33	20	20	1,00
0,01	25	35	1,40	35	40	1,14
0,02	40	60	1,50	70	60	0,86
0,05	115	130	1,13	120	130	1,81

П р и м і т к а : Верстат – FF – 350 “Abawerk” (ФРН); режими шліфування: швидкість круга – 22 м/с; позовжня подача – 0,1 мм/подв. хід; обробка – без охолодження.

При абразивному шліфуванні використання дрібнозернистих кругів на гліфталевій зв'язці також знижує величини тангенціальної та нормальної складових сили різання (табл. 2.4–2.7). Це пояснюється більшою пружністю гліфталевої зв'язки порівняно з керамічною.

Для розрахунку навантаження на окреме зерно було прийнято, що у процесі стружкоутворення бере участь у середньому 0,1 всіх зерен, які знаходяться на периферії круга, тобто:

$$m=0,1 \cdot L_k \cdot B / l_{\phi}^2 \quad (5.4)$$

З експериментальних даних (табл. 2.6 та 2.7) видно, що при тонкому абразивному шліфуванні навантаження, яке припадає на одне абразивне зерно, зростає дуже інтенсивно до глибини 0,012 мм. При подальшому збільшенні глибини шліфування величина розрахункового навантаження незначна. Тому подальше збільшення сил різання пов'язане, в основному, тільки зі збільшенням кількості різальних абразивних зерен у зоні контакту шліфувального круга з виробом.

Таблиця 2.6

**Розрахункове навантаження на окреме
різальне зерно круга при абразивному
шліфуванні зразків з композиційного сплаву 86Х6НФТ+5%СаF₂**

Глибина шліфування по лімбу верстата тл, мм	Довжина дуги контакту Lk, мм	Характеристика круга					
		63СМ14СМ2Гл			63СМ14СМ2К16		
		m	P _{зз} , Н	P _{уз} , Н	m	P _{зз} , Н	P _{уз} , Н
0,005	0,77	460	0,032	0,054	230	0,096	0,081
0,01	1,1	660	0,038	0,06	330	0,132	0,090
0,02	1,5	900	0,055	0,08	450	0,220	0,198
0,05	2,5	1500	0,083	0,156	750	0,240	0,310

П р и м і т к а: Верстат – FF – 350 “Abawerk” (ФРН); режими шліфування: швидкість круга – 22 м/с; поздовжня подача – 0,1 мм/подв. хід; В – 10 мм; охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

Таблиця 2.7

**Розрахункове навантаження на окреме різальне зерно круга
при абразивному шліфуванні зразків з композиційного сплаву
4ХНМФС+5%СаF₂**

Глибина шліфування по лімбу верстата тл, мм	Довжина дуги контакту, Lk, мм	Характеристика круга					
		400×32×16 мм			200×32×16 мм		
		63С25СМ2К			63СМ14СМ2Гл		
		m	P _{зз} , Н	P _{уз} , Н	m	P _{зз} , Н	P _{уз} , Н
0,005	0,77	11	2,7	5,4	460	0,022	0,033
0,01	1,1	16	3,1	5,6	660	0,030	0,045
0,02	1,5	24	3,3	6,3	900	0,033	0,056
0,05	2,5	40	4,5	8,0	1500	0,047	0,067

П р и м і т к а: Верстат – FF – 350 “Abawerk” (ФРН); режими шліфування: швидкість круга – 22 м/с; поздовжня подача – 0,1 мм/подв. хід; В – 10 мм; охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

При шліфуванні дрібнозернистими кругами значення R_{z3} та R_{y3} приблизно у 100 разів менші, ніж при шліфуванні крупнозернистими кругами (табл. 2.7). Таким значним зменшенням нормальної складової зусилля різання одиничним зерном і пояснюється, в основному, зниження ступеня зміцнення поверхневого шару і умов покращення формування мінімальної шорсткості поверхонь оброблення деталей тертя з нових композитних матеріалів при використанні дрібнозернистих абразивних інструментів.

2.1.3. Температури при тонкому абразивному шліфуванні деталей з композитів на основі відходів інструментальних сталей

У сучасній техніці інтенсифікуються режими роботи обладнання, коли машини, їх вузли та деталі працюють у складних і навіть жорстких умовах експлуатації. Так, вузли компресорних станцій магістральних газогонів, деталі тертя двигунів високошвидкісної друкарської техніки та інше функціонують при температурах до 800 °С, тисках у межах 5–8 МПа, швидкостях обертання до 600 об./хв. в умовах дії агресивного середовища – повітря. Для цих цілей останнім часом науковці створили спеціальні матеріали, які синтезовані на базі шліфувальних відходів інструментального виробництва.

Для забезпечення параметрів зносостійкості та довговічності деталей з нових композитних сплавів їх робочі поверхні (згідно з технологічними регламентами) формують надтонкими методами абразивного оброблення (тонке шліфування, магнітно-абразивна обробка, суперфініш на доводка, хонінгування).

В останні роки були виконані всебічні дослідження впливу на параметри шорсткості R_a поверхонь оброблення деталей поліграфічних машин з композитів складу абразивного інструменту та режимів різання при тонкому шліфуванні.

На жаль, дослідження температурних факторів тонкого абразивного шліфування композитних сплавів ще залишаються недостатньо висвітленими. Це є причиною того, що немає реальної можливості оптимізувати технологічні процеси тонкого абразивного шліфування поверхонь тертя деталей з нових композиційних сплавів, зокрема, підшипників ковзання у поліграфії. Адже відомо, що параметри якості поверхонь при шліфуванні формуються в умовах одночасної дії силового та температурного полів, що виникають при зрізанні стружки загостреною вершиною кожного ріжучого зерна абразивного інструменту [54].

Складові сил різання (силове поле) утворюють залишкові напруження у поверхневому шарі деталей, що оброблюються. Одночасно виникають температури внаслідок пластичних деформацій зрізання стружки та тертя абразивного зерна в зоні шліфування. Ці миттєві контактні температури (температурне поле) обумовлюють процеси відпочинку шару металу, що попередньо був зміцненим. Накладання одночасних процесів зміцнення та відпочинку шару металу, що обробляється, обумовлює кінцеві значення параметрів шорсткості поверхні R_a та фізичних властивостей шару (залишкових напружень, глибини та ступеня наклепу, глибини залягання наклепу).

Тому всебічне дослідження температурного поля у зоні тонкого абразивного шліфування нових композитних матеріалів, а також вивчення впливу складу абразивного інструменту (матеріал зерна, зернистість шліфувального круга, матеріал зв'язки) та режимів різання на рівень миттєвих контактних температур має важливе практичне значення.

Експериментальні дослідження температурного поля при абразивній обробці нових композиційних сплавів виконувались при зрізанні надтонких перерізів стружки, коли глибина шліфування перебуває у межах 0,001–0,005 мм. Для встановлення оптимальних режимів шліфування, що забезпечують отримання максимальної якості поверхні, були досліджені залежності величини миттєвої контактної температури, усередненої за шириною круга, від режимів різання при тонкому плоскому абразивному шліфуванні [55]. Слід особливо підкреслити, що при проведенні досліджень перед кожним вимірюванням температур круг правився, потім деталь (зразок) шліфувалась начисто і виходжувалась протягом 3–5 проходів, тобто всі круги мали приблизно однаковий ступінь затуплення. Враховуючи, що зерна карбіду кремнію зеленого (63С) мають найгострішу ріжучу кромку порівняно із зернами електрокорунду білого (23А) та монокорунду (М) [55], для всіх дослідів використовувались лише шліфувальні круги з карбіду кремнію зеленого (63С). У табл. 2.8 та 2.9 наведено результати дослідження температурного поля (миттєвих контактних температур) при абразивному шліфуванні різних композиційних матеріалів.

Таблиця 2.8

**Миттєві контактні температури (Т, °С)
при шліфуванні зразків з 86Х6НФТ + 5% СаF₂**

Глибина шліфування по лімбі верстата t _л , мм	Характеристика шліфувального круга		
	63СМ14Гл	63СМ14К16	63СМ20К16
	Т, °С		
0,005	110	160	220
0,01	150	210	240
0,02	190	265	395
0,03	215	415	525
0,05	265	515	695

Примітка: Шліфувальний верстат FF – 250 «Abawerk» (ФРН); швидкість круга V_к – 22 м/с; швидкість виробу V_в – 2 м/хв.; охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

Аналіз табл. 2.8 та 2.9 показує, що тонке шліфування нових композитних матеріалів абразивами з карбіду кремнію зеленого (63С) на гліфталевій зв'язці (Гл) при швидкості обертання шліфувального круга 22 м/с та глибинах шліфування 0,003–0,005 мм обумовлює виникнення в зоні оброблення мінімальних температур (100–260 °С).

Таблиця 2.9

**Миттєві контактні температури (Т, °С)
при шліфуванні зразків з матеріалу 4ХМНФС + 5% СаF₂**

Глибина шліфування по лімбі верстата t _л , мм	Характеристика шліфувального круга		
	63СМ14Гл	63СМ14К16	63СМ20К16
	Т, °С		
0,005	85	365	535
0,01	115	195	615
0,02	155	225	820
0,03	175	380	965
0,05	265	495	-

Примітка: Шліфувальний верстат FF – 250 «Abawerk» (ФРН); швидкість круга V_к – 22 м/с; швидкість виробу V_в – 2 м/хв.; охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

Це створює придатні умови для найменших спотворень фізичних властивостей поверхневого шару деталі (залишкових напружень, глибини та ступеня наклепу), з якого відбувається зрізання надтонких стружок.

Слід звернути увагу й на те, що використання абразивних інструментів на гліфталевій зв'язці (з точки зору температурного поля) дає кращі результати, ніж кругів на керамічній зв'язці. Пояснення цьому може бути знайдено саме у характеристиках зв'язки: гліфталева зв'язка – найбільш еластична. Тому сили різання, які утворюються при зрізанні стружки з поверхні оброблення, зменшують фактичну глибину врізання ріжучого зерна у поверхневий шар деталі. Це, відповідно, змінює умови різання, зокрема суттєво зменшує переріз стружки, що й викликає зниження миттєвих контактних температур та сприяє перерозподілу тисків, одночасно покращуючи умови формування рельєфу поверхні оброблення з забезпеченням необхідних показників шорсткості R_a .

Дуже важливим для технологів – практиків є результати виконаних досліджень з оптимізації вибору зернистості абразивного інструменту. Попередніми експериментами було доведено, що шліфування нових композитних сплавів (з точки зору формування найкращої шорсткості поверхні) забезпечують дрібнозернисті шліфувальні круги.

За їх результатами були встановлені аналітичні залежності між параметрами шорсткості поверхні R_a та розміром зерна абразивного інструменту (рівняння 2.2).

Тому логічним і технічно обґрунтованим було вивчення впливу зернистості абразивного круга на миттєві контактні температури у зоні різання. Результати цього дослідження наведено у табл. 2.10.

Аналіз табл. 2.10 показує, що зменшення зернистості шліфувального круга (розміру зерна A) суттєво (майже у 2–2,5 рази) знижує значення миттєвих контактних температур $T, ^\circ\text{C}$ [56]. Це допомагає зробити висновок, що з точки зору мінімізації температурного поля у зоні оброблення для тонкого абразивного шліфування нових композитних сплавів на основі шліфувальних відходів інструментального виробництва необхідно застосовувати дрібнозернисті інструменти з зернистістю у межах 14–20 мкм.

Таблиця 2.10

Вплив розміру зерна А при тонкому плоскому шліфуванні зразків з нових композитів на основі відходів інструментальних сталей [57, 58] на миттєві контактні температури (Т, °С)

Розмір зерна А абразивного інструменту, мкм	Матеріал зразків		
	86Х6НФТ + %CaF ₂	4ХМНФС + %CaF ₂	5Х3В3МФС+5%CaF ₂
	Т, °С		
50	250	220	210
28	210	190	180
20	150	130	120
14	110	95	85

Примітка: Шліфувальний верстат FF – 250 «Abawerk» (ФРН); швидкість круга V_k – 22 м/с; швидкість виробу V_B – 2 м/хв.; охолодження – 3% розчин содової емульсії, матеріал зерна абразиву – карбід кремнію зелений (63С); зв'язка круга – гліфталева (Гл).

Наведені дані допомагають зробити дуже важливі для практичних цілей висновки.

1. На температурне поле (миттєві контактні температури) при шліфуванні суттєво впливають матеріал абразивного зерна, зернистість інструменту та матеріал зв'язки шліфувального круга.

2. Для формування високих параметрів якості поверхонь оброблення деталей з нових композитів необхідно застосовувати шліфувальні круги на основі карбиду кремнію зеленого (63С) на гліфталевій зв'язці із зернистістю у межах 14–20 мкм.

3. За температурними показниками найкращі результати отримані з використанням таких режимів тонкого абразивного шліфування деталей підшипників ковзання з нових композитів: швидкість круга $V_{кр}$ – 22 м/с, швидкість виробу V_B – 2 м/хв., глибина різання t – 2÷5 мкм, охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

2.1.4. Параметри деформаційного зміцнення підшипників ковзання з композиційних сплавів для друкарських машин при абразивному шліфуванні

Як зазначалось у попередніх розділах монографії, розвиток сучасної техніки вимагає забезпечення високих параметрів надійності, працездатності та зносостійкості друкарських машин, їх вузлів і деталей у широкому спектрі умов експлуатації від нормальних до екстремальних (швидкості обертання до 800 об./хв., тиски 3–8 МПа). Одним із поширених видів деталей, що експлуатуються у зазначених умовах, є підшипники ковзання високошвидкісних машин поліграфічної техніки, зокрема ротаційних апаратів типу КВА «Rapida – 105», деталей вузлів тертя газоперекачувальних станцій, компресорів магістральних газогонів та інше. Створення нових композиційних підшипникових матеріалів для важких умов експлуатації з широким використанням як основи для них утилізованих та регенованих шліфувальних відходів інструментальних сталей переконливо довело наявність стабільно високих триботехнічних властивостей цих композитів [58]. Відомості про технологічні засади виготовлення та прецизійної механічної обробки нових композитних підшипників детально наведені вище. Цими дослідженнями було доведено, що на строки служби підшипників ковзання з нових композитів впливають показники якості поверхонь оброблення, а саме: параметри шорсткості поверхонь R_a та властивості поверхневого шару, з якого абразивним інструментом здійснюється зрізання тонких стружок. З цієї точки зору висувались задачі досягнення характеристик мінімальної шорсткості R_a поверхонь оброблення, яка є передумовою високих функціональних властивостей підшипників. На жаль, досліджень одного із найважливіших параметрів якості обробленої поверхні, яким є фізичні властивості тонкого поверхневого шару, а саме, знак і рівень залишкових напружень у зоні оброблення, глибини та ступеня наклепу, практично немає.

Вказані обставини зумовили необхідність детального вивчення властивостей тонкого поверхневого шару після абразивної обробки робочих поверхонь нових підшипників ковзання для друкарських машин. Виконання дослідів у цьому напрямі дає можливість науково обґрунтовано підходити до створення технології тонкого абразивного шліфування, а відтак, призначати (залежно від складу того чи іншого композитного матеріалу) оптимальні режими різання.

Метою досліджень, наведених нижче, є встановлення науково обґрунтованих режимів тонкого абразивного шліфування робочих поверхонь підшипників ковзання з нових композиційних сплавів, син-

тезованих на основі утилізованих та регенерованих шліфувальних відходів інструментальних сталей 86Х6НФТ, 4ХМНФС та 5ХЗВЗМФС. Ці режими різання повинні забезпечити відповідні параметри якості прошліфованих поверхонь та необхідний рівень експлуатаційних властивостей вузлів тертя високообертового друкарського обладнання. Зазначимо, що фізичні властивості поверхневого шару деталей з нових композитів, а саме – глибина та ступінь наклепу, спотворення II-го роду, знак та величина залишкових напружень цілковито залежать від взаємодії силового та температурного полів.

Безумовно, враховувались результати досліджень сил та миттєвих контактних температур, що виникають і одночасно діють на вершині абразивного зерна шліфувального круга при зрізанні тонких стружок з поверхні оброблення. При цьому сили різання спричинюють зміцнення тонкого поверхневого шару, у той час як миттєві контактні температури сприяють відпочинку зміцненої від дії сил різання поверхні. Як наслідок, формуються кінцеві значення параметрів якості поверхні оброблення. До речі, ще раніше було спрогнозовано, що при раціональному підборі режимів шліфування у майбутньому можливо буде виконувати обробку так, що відпочинок поверхневого шару від дії температур буде здатен повністю усунути зміцнення від сил різання [59]. Отже, технологічні дослідження впливу режимів різання при тонкому абразивному шліфуванні на фізичні властивості поверхневого шару деталей з нових композитів є актуальним, а отримані результати створять умови, коли призначаючи відповідні режими різання, стане можливим максимально зберегти вихідні властивості матеріалу, з якого виготовлено деталі тертя [57]. Це, в свою чергу, забезпечить відповідне зменшення зносу при терті поверхонь підшипників ковзання та значно підвищить строк служби деталі та друкарської машини у цілому, зокрема, апарату КВА «Rapida – 105». Результати експериментальних досліджень параметрів зміцнення поверхневого шару при тонкому абразивному шліфуванні зразків з нових підшипникових матеріалів наведені у табл. 2.11–2.15.

Таблиця 2.11

**Залежність наклепу від матеріалу зв'язки круга при
шліфуванні зразків зі сплаву 86Х6НФТ+5%СаF₂**

Абразивний інструмент	Зернистість, мкм	Зв'язка інструменту	Параметри наклепу		
			$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	H_d , МПа	K
23А5К	50	керамічна	23,74	5500	1,52
23А5Гл	50	гліфталева	20,50	5430	1,51
63С5К	50	керамічна	19,39	5430	1,51
63С5Гл	50	гліфталева	17,94	5380	1,49
63СМ28К	28	керамічна	16,71	5570	1,54
63СМ28Гл	28	гліфталева	13,71	4120	1,17
63СМ14К	14	керамічна	14,28	4190	1,19
63СМ14Гл	14	гліфталева	13,30	4170	1,15

П р и м і т к и : 1. $\Delta a/a$ – спотворення II-го роду; 2. H_d – мікротвердість деталі за Вікерсом; 3. K – ступінь наклепу (H_d/H_s); 4. Показники наклепу зразків без обробки: $\Delta a/a \cdot 10^{-4} = 0$, $H_s = 3600$ МПа; 5. Шліфувальні круги: електрокорунд білий (23А), карбід кремнію зелений (63С); 6. Режими шліфування: однопрохідне плоске з виходжуванням, верстат FF -250 “Abawerk” (ФРН), швидкість круга $V_{кр} = 22$ м/с, швидкість виробу $V_B = 2$ м/хв, глибина різання $t = 2$ мкм, охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

Аналізуючи дані табл. 2.11–2.15 ми бачимо, що при визначенні залежностей утворення наклепу при тонкому шліфуванні деталей з нових композитних матеріалів виявлено наступні закономірності: обробка абразивами на гліфталевій зв'язці забезпечує менший наклеп, ніж обробка на керамічній зв'язці: спотворення II роду $\Delta a/a$, мікротвердість H_d та ступінь наклепу більші при застосуванні шліфувальних інструментів на керамічній зв'язці.

Таблиця 2.12

**Залежність наклепу від матеріалу зерна
при шліфуванні зразків зі сплаву 86Х6НФТ+5%СаF₂
крупнозернистими абразивами**

Абразивний інструмент	Зернистість, мкм	Параметри наклепу			Охолодження при обробці
		$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	H_d , МПа	K	
63С10Гл	100	21,30	5490	1,52	емульсія
23А10Гл	100	23,70	5700	1,58	емульсія
63С5Гл	50	17,94	5380	1,49	емульсія
23А5Гл	50	19,25	5290	1,46	без охолодження
М5К	50	20,50	5600	1,55	емульсія
М5Гл	50	20,35	5430	1,51	без охолодження

П р и м і т к и : 1. $\Delta a/a$ – спотворення II-го роду; 2. H_d – мікротвердість деталі за Вікерсом; 3. K – ступінь наклепу (H_d/H_s); 4. Показники наклепу зразків без обробки: $\Delta a/a \cdot 10^{-4} = 0$, $H_s = 3600$ МПа; 5. Шліфувальні круги: електрокорунд білий (23А), карбід кремнію зелений (63С); монокорунд (М) 6. Режим шліфування: однопрохідне плоске з виходжуванням, верстат FF -250 “Abawerk” (ФРН), швидкість круга $V_{кр} = 22$ м/с, швидкість виробу $V_B = 2$ м/хв, глибина різання $t = 2$ мкм, охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

Таблиця 2.13

**Залежність наклепу від матеріалу зерна
при шліфуванні зразків зі сплаву 86Х6НФТ+5%CaF₂
дрібнозернистими абразивами зернистістю 28 мкм**

Абразивний інструмент	Параметри наклепу			Охолодження при обробці
	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	$H_d, \text{МПа}$	K	
63СМ28Гл	13,71	4230	1,17	емульсія
63СМ28Гл	15,63	4120	1,14	без охолодження
23АМ28Гл	16,90	4250	1,18	емульсія
23АМ28Гл	15,75	4230	1,17	без охолодження
ММ28Гл	18,40	4190	1,16	емульсія
ММ28Гл	16,50	4170	1,15	без охолодження

П р и м і т к и : 1. $\Delta a/a$ – спотворення II-го роду; 2. H_d – мікротвердість деталі за Вікерсом; 3. K – ступінь наклепу (H_d/H_z); 4. Показники наклепу зразків без обробки: $\Delta a/a \cdot 10^{-4}=0$, $H_z = 3600 \text{ МПа}$; 5. Шліфувальні круги: електрокорунд білий (23А), карбід кремнію зелений (63С); монокорунд (М); 6.

Р е ж и м ш л і ф у в а н н я : однопрохідне плоске з виходжуванням, верстат FF -250 “Abawerk” (ФРН), швидкість круга $V_{кр} = 22 \text{ м/с}$, швидкість виробу $V_B = 2 \text{ м/хв.}$, глибина різання $t = 2 \text{ мкм}$, охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

Таблиця 2.14

**Залежність ступеня наклепу K від зернистості при
шліфуванні зразків з досліджуваних композитних сплавів абразивами
з карбиду кремнію зеленого (63С) на гліфталевій зв’язці**

Абразивний інструмент	Зернистість, мкм	Матеріал композитних зразків		
		86Х6НФТ+5%CaF ₂	4ХМНФС+5%CaF ₂	5Х3В3МФС+5%CaF ₂
		Параметр наклепу K		
63С10Гл	100	1,95	1,87	1,86
63С5Гл	50	1,52	1,46	1,47
63СМ28Гл	28	1,17	1,15	1,17
63СМ20Гл	20	1,16	1,14	1,15
63СМ14Гл	14	1,15	1,13	1,12
63СМ7Гл	7	1,13	1,11	1,11

П р и м і т к и : 1. K – ступінь наклепу (H_d/H_z); 2. Показник наклепу зразка $H_z = 3600 \text{ МПа}$; 3. Режим шліфування: однопрохідне плоске з виходжуванням, верстат FF -250 “Abawerk” (ФРН), швидкість круга $V_{кр} = 22 \text{ м/с}$, швидкість виробу $V_B = 2 \text{ м/хв.}$, глибина різання $t = 2 \text{ мкм}$, охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

Це є характерним для всіх досліджуваних складів композиційних сплавів, синтезованих з відходів інструментальних сталей. Також слід відзначити схожість цієї залежності як при застосуванні крупнозернистих, так і дрібнозернистих шліфувальних інструментів.

Таблиця 2.15

**Параметри наклепу на різних рівнях наклепаної зони
при абразивному шліфуванні зразків з композитного сплаву
86Х6НФТ+5%CaF₂**

Вид обробки, тип круга	Глибина шару вимірювання, мкм							
	5		10		15		20	
	Параметри наклепу							
	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	K	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	K	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	K	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	K
Без охолодження 23А5Гл	23,74	1,52	22,30	1,50	7,01	1,01	1,27	0,50
З охолодженням 63С5Гл	17,94	1,49	16,97	1,48	6,90	1,00	1,17	0,40
З охолодженням 63СМ28Гл	13,71	1,17	13,55	1,16	6,90	0,91	2,11	0,30
Без охолодження 63СМ28Гл	13,33	1,16	12,31	1,14	5,91	0,63	2,01	0,28
Без охолодження ММ28Гл	13,30	1,15	12,50	1,12	6,10	0,65	3,10	0,31
З охолодженням 23АМ28Гл	16,90	1,18	14,30	1,15	6,15	0,70	3,50	0,40
Без охолодження 23АМ28Гл	15,75	1,17	13,10	1,14	5,13	0,50	2,70	0,30
З охолодженням 63СМ14Гл	13,30	1,15	12,10	1,12	5,17	0,51	2,80	0,32
Без охолодження 63СМ14Гл	12,90	1,14	10,90	1,11	3,51	0,37	1,65	0,33
З охолодженням 63СМ7Гл	11,70	1,13	10,40	1,10	2,53	0,39	1,93	0,35

Примітки: 1. $\Delta a/a$ – спотворення II-го роду; 2. K – ступінь наклепу (H_d/H_z); H_d – мікротвердість деталі за Вікерсом; H_z – мікротвердість зразка за Вікерсом 3. Показники наклепу $\Delta a/a \cdot 10^{-4}=0$, $H_z = 3600$ МПа; 4.

Шліфувальні круги: електрокорунд білий (23А), карбід кремнію зелений (63С); монокорунд (М); 5. Режим шліфування: однопрохідне плоске з виходжуванням, верстат FF-250 “Abawerk” (ФРН), швидкість круга $V_{кр} = 22$ м/с, швидкість виробу $V_B = 2$ м/хв., глибина різання $t = 2$ мкм, охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

Пояснення цьому може бути надано з урахуванням властивостей гліфталевої зв'язки, а саме: її меншою жорсткістю, більшою еластичністю порівняно з керамічною зв'язкою. Внаслідок цього під час зрізання стружки з поверхні зразка, що досліджується, на ріжучому лезі абразивного зерна утворюється відповідна сила різання, яка залежить від технологічних режимів різання. Ця сила деформує шар матеріалу і обумовлює утворення у ньому різних дефектів (наклеп, спотворення II роду, залишкові напруження). При цьому саме завдяки еластичності гліфтале-

вої зв'язки сили різання перерозподіляються і демпфують ріжуче зерно у тіло абразивного круга. Це зменшує фактичну глибину шліфування і, відповідно, зменшує складові сил шліфування, які у свою чергу обумовлюють зменшення параметрів наклепу [56].

При тонкому абразивному шліфуванні деталей тертя з нових композиційних сплавів у результаті досліджень виявлено залежність параметрів наклепу від матеріалу зерна абразиву, на основі якого формується шліфувальний інструмент.

Експериментально доведено, що мінімальні спотворення II-го роду, мікротвердість, ступінь наклепу та глибина залягання дефектів за товщиною поверхневого шару забезпечують застосування шліфувальних кругів на основі карбіду кремнію зеленого (63С).

Найбільш чітко це проявляється при тонкому абразивному шліфуванні крупнозернистими абразивами (табл. 2.12), хоча така ж залежність існує і для випадку шліфування дрібнозернистими кругами (табл. 2.13).

Узагальнюючи всю сукупність експериментальних даних як для крупнозернистих, так і дрібнозернистих абразивних інструментів, необхідно зробити загальний висновок про зменшення наклепу при тонкому шліфуванні абразивними кругами на основі карбіду кремнію зеленого (63С). Зменшення наклепу можна пояснити більш гострою формою ріжучого леза кожного окремого зерна абразиву та більшою крихкістю зерен карбіду кремнію зеленого, здатних при шліфуванні сприймати й передавати деформованим мікрооб'ємам металу (в процесі зрізання стружки) менші навантаження, ніж зерна електрокорунду білого (23А) і монокорунду (М). Ці висновки повністю збігаються з висновками, що отримані при дослідженні силового поля при тонкому абразивному шліфуванні нових композитних сплавів, зокрема, зі значеннями питомих складових сил шліфування (P_x , P_y , P_z), які припадають на кожне поодиноке ріжуче зерно, що знаходиться у шарі оброблення і зрізує тонку стружку з перерізом аз.

Аналіз даних табл. 2.14, 2.15 показує, що існує фактичний зв'язок між параметрами наклепу та зернистістю абразивного інструменту. Незалежно від виду абразивного інструменту зі зменшенням його зернистості (у діапазоні 100 – 7 мкм) параметри наклепу зменшуються. Мінімальний наклеп забезпечує шліфування кругами зернистістю 14 мкм з карбіду кремнію зеленого (63С) на гліфталевій зв'язці (Гл) – типу 63СМ14Гл. Підвищення ступеня наклепу зі збільшенням розміру зерна пояснюється суттєвим збільшенням силової дії на мікрооб'єм металу, у зв'язку з чим зростає ступінь пластичної деформації.

Необхідно зазначити, що отримані висновки про закономірності утворення наклепу підтверджуються різними фізичними методами

вимірювання (рентгеноструктурний аналіз, металографія, індукційне зондування поверхні оброблення). Це свідчить про наявність внутрішнього зв'язку між різними параметрами наклепу та підтверджує достовірність результатів досліджень [58].

У даній роботі не ставилась задача отримання кореляційних моделей зв'язку між різними досліджуваними параметрами. Однак слід звернути увагу на те, що у більшості випадків параметри наклепу менші при шліфуванні без охолодження змащувально-охолоджуючою рідиною, ніж при різанні з охолодженням. Це пояснюється більшим впливом миттєвих контактних температур при зрізанні стружки і відпочинком металу після дії силового поля. Але питання застосування охолоджуючої рідини при тонкому шліфуванні нових композиційних сплавів має вирішуватись у комплексному поєднанні з призначенням режимів різання, які також повинні забезпечити мінімальну шорсткість поверхні оброблення нових високошвидкісних підшипників, що є важливим показником якості і суттєво впливає на параметри зношування при їх роботі й довговічності відповідних вузлів, зокрема, ротаційних поліграфічних машин типу КВА «Rapida – 105».

Аналіз табл. 2.15 показує, що глибина наклепаної зони залежність від зернистості інструменту, зменшуючись від 20 мкм (при розмірі зерна 50–55 мкм) та до 5 мкм (при розмірі зерна 7–14 мкм).

Таким чином, на основі наведених експериментальних досліджень можна дійти висновку, що при тонкому абразивному шліфуванні нових композитних сплавів відбуваються складні процеси зміцнення та відпочинку тонкого шару поверхонь тертя нових підшипників ковзання, які впливають на показники стійкості та довговічності. Знання закономірностей утворення наклепу дає змогу технологам промислових підприємств створювати технологічні процеси, які враховують вплив складу абразивного інструменту на параметри якості деталей підшипників ковзання та інших деталей тертя друкарських машин і механізмів. Це допомагає оптимізувати режими різання, створювати реальні технологічні процеси для виробництва.

2.1.5. Формування залишкових напружень поверхневих шарів тертя композитних підшипників поліграфічних машин при тонкому абразивному шліфуванні

Відомо, що на параметри зносостійкості поверхонь тертя значно впливають не тільки параметри шорсткості, а й, що не менш важливо, фізичні властивості тонкого шару поверхонь оброблення. Ці властивості (з точки зору загальної теорії шліфування) забезпечуються у обробці взаємодією силового і температурного полів на різальному лезі абразивного зерна шліфувального інструмента.

Були виконані дослідження формування параметрів шорсткості R_a та параметрів наклепу тонких поверхневих шарів деталей тертя офсетних друкарських машин KBA RAPIDA – 105, виготовлених із композиційних сплавів на основі відходів інструментальних сталей 86Х6НФТ і 4ХМНФС з домішками твердого мастила CaF_2 , які виконувались з урахуванням дії силового та температурного полів, що виникають і одночасно діють на лезі кожного абразивного зерна шліфувального інструмента. Взаємодія цих обох полів остаточно забезпечує отримання необхідних параметрів шорсткості та наклепу поверхонь деталей під час їх надтонкої обробки абразивним шліфуванням.

На жаль, до цього часу не було проведено досліджень формування залишкових напружень у поверхневих шарах деталей тертя з нових композитних сплавів. Адже відомо, що знак залишкових напружень (стискування, розтягування) та глибина їх розповсюдження суттєво впливають на параметри зносостійкості.

Тому дослідження утворення залишкових напружень у поверхневих шарах деталей тертя, призначених для високо навантаженого друкарського обладнання і виготовлених з нових композитів, під час надтонкого абразивного шліфування є питанням, що має наукове та практичне значення.

Нижче наведені результати дослідження формування залишкових напружень тонкого абразивного шліфування у поверхневих шарах тертя композитних підшипників високооберткових поліграфічних машин, які виготовлені з відходів інструментальних сталей 86Х6НФТ і 4ХМНФС з домішками твердого мастила CaF_2 .

Основними задачами дослідження було:

1. Теоретично дослідити механізм формування залишкових напружень з урахуванням дії силових і температурних факторів тонкого абразивного шліфування нових композитних сплавів.
2. Визначити характер впливу основних факторів на утворення залишкових напружень.

3. Узагальнити одержані результати і зробити висновки для подальшої розробки промислових рекомендацій.

У процесі поверхневої тонкої абразивної обробки із застосуванням сучасних дрібнозернистих шліфувальних кругів поверхня виробу знає впливу термдеформаційних і фізико-хімічних процесів, особливо для умов оброблення з використанням мастильно-охолоджуючих рідин. Термдеформаційні зміни полягають в пружно-пластичному деформуванні металу внаслідок нерівномірності нагрівання поверхні металу і виникненню тимчасових і залишкових напружень. Фізико-хімічні процеси характеризують фазовими та структурними перетвореннями металу, що сприяє також виникненню залишкових напружень.

У більшості праць, присвячених вивченню поверхневого деформування, зазначається, що основна причина зростання міцності та надійності зміцнення деталей полягає в утворенні у матеріалі залишкових напружень стискування. Залишкові напруження є важливим параметром, що характеризує фізико-механічний стан твердого тіла й домінуюче впливає на несучу здатність деталей машин.

Напруження, які врівноважуються всередині твердого тіла після усунення причин (силових і температурних полів), що викликають їх появу, називають залишковими (часом технологічними, внутрішніми або власними). Класифікація залишкових напружень вперше була запропонована професором М. М. Давиденком на ділянці дії силового поля. Згідно з цією класифікацією виникають залишкові напруження першого, другого та третього роду.

Напруження першого роду, або макронапруження, врівноважуються в межах ділянки, що визначається геометричними розмірами деталі. Вони мають орієнтацію, пов'язану з формою деталі, й встановлюються за деформацією, що виникає після видалення частин елементів (механічне відрізування) або згідно зі змінами кристалічної ґратки, що визначається рентгенографічним методом.

Напруження другого роду (мікронапруження) врівноважуються в об'ємах одного порядку з розмірами зерен і визначаються за розмитими лініями на рентгенограмах.

Напруження третього роду (субмікроскопічні) врівноважуються в об'ємах порядку елементарної кристалічної ґратки і визначаються за ослабленням інтенсивності ліній вищих порядків на рентгенограмах.

Крім того, залишкові напруження поділяються за геометричними ознаками. Так, для деталей циліндричного перерізу залишкові напруження поділяються на осьові ζ_z , тангенціальні ζ_θ та радіальні ζ_r . Такий розподіл зручний для визначення напрямку напружень.

Внаслідок рівномірного нагрівання матеріалу відбувається його довільне розширення. Якщо здійснювати нерівномірне нагрівання тіла,

то зв'язки нагрітих ділянок з не нагрітими перешкоджають процесу довольного розширення, і як результат, виникають температурні власні напруження, що Температурні напруження, що супроводжують процес тонкого шліфування, прийнято називати тимчасовими напруженнями, величина яких зберігається в деталі на всіх етапах шліфування. Крім того, технологічний процес, який розглядається у цій роботі, супроводжується численними мікроударами мікрозерен абразивного круга та їх тертям під час контактування з поверхнею деталі, що в комплексі створює передумову для змін фізико-механічних властивостей поверхні підшипника ковзання.

У даний час використовують дві групи методів визначення залишкових напружень в деталях: фізичні методи та механічні методи. Серед фізичних методів найпоширеніший рентгенівський, що ґрунтується на вимірюванні параметрів кристалічної ґратки за допомогою явища дифракції рентгенівських променів. Важливим досягненням цього методу є можливість вимірювання нормальних компонентів пружної деформації в будь-якому напрямі еліпсоїду деформацій і на незначних за розміром ділянках поверхневого шару. У той же час рентгенівський метод фіксує деформації кристалічної ґратки, викликані макро- та мікронапруженнями, що погіршує точність визначення залишкових напружень першого роду.

До цієї групи слід віднести і ряд наступних методів: поляризаційно-оптичний метод, що оснований на явищі штучного подвійного заломлення променів у прозорих матеріалах під впливом напружень; магнітний, за основу якого прийнято взаємозв'язок механічних напружень і магнітних властивостей матеріалу (застосовується здебільшого для деталей з феромагнітних сплавів); ультразвуковий, що ґрунтується на ефекті впливу залишкових напружень на швидкість поширення ультразвукових коливань.

Усі наведені фізичні методи визначення внутрішніх напружень у комплексі не забезпечують достатньої точності вимірювання і вимагають використання дорогого спеціалізованого обладнання, що обмежує можливості їх широкого практичного застосування. Крім того, для методу тонкого абразивного шліфування, якому властиве оброблення виробів, різноманітних за профілем і матеріалом, застосування фізичних методів ускладнене відсутністю уніфікованих засобів, що не дає змоги отримати точну картину розподілення залишкових напружень на всій товщині матеріалу виробу.

Механічні методи визначення залишкових напружень поширились через свою доступність і простоту. Усі механічні методи поділяються на три основні групи: розрахункові, що базуються на розрахунках напружень і деформацій згідно з механікою твердого тіла, аналогічно визна-

ченню жорсткості та міцності; експериментальний неруйнівний метод, що ґрунтується на розрахунках залишкових напружень за початковими деформаціями, незалежно від причин їх виникнення; метод експериментального руйнування, в якому залишкові напруження визначаються за деформаціями, що виникають внаслідок розрізання виробу.

З наведених груп механічних методів найточнішими вважаються методи експериментального руйнування, які відрізняються між собою лише формою зразків і способом вимірювання деформацій. В основу цих методів покладено наступний принцип: розрізання або видалення частини тіла із залишковими напруженнями, які еквівалентні напруженням, прикладеним до решти частини тіла зі зворотнім знаком і здатним викликати залишкові напруження. У зв'язку із цим у процесі визначення напружень першого роду з достатньо високою точністю застосовувався метод Розенталя–Біргера для матеріалу експериментального зразка.

У більшості наукових праць процес утворення внутрішніх напружень внаслідок оброблення пов'язують з тепловими факторами. І задача, в основному, зводиться до встановлення величин температурних напружень. Такий теоретичний підхід властивий для процесу шліфування та ряду завершальних технологічних операцій, у яких під час механічного оброблення відсутнє динамічне контактування інструмента з поверхнею виробу. Для цього процесу локальний високотемпературний вплив на поверхню досягається динамічною дією абразивного зерна. Тому основні причини виникнення у поверхневих шарах матеріалу виробу внутрішніх напружень ζ варто розглядати комплексно, тобто, як алгебраїчну суму температурних $\sigma_{T^{\circ}C}^H$, динамічних ζ_d залишкових напружень та напружень $\zeta_{крс}$, що виникають внаслідок структурних і фазових перетворень в матеріалі виробу:

$$\sigma = \sigma_{T^{\circ}C}^H + \sigma_d + \sigma_{крс} \quad (2.5)$$

У свою чергу, температурні напруження визначають як суму напружень, що виникають внаслідок нагрівання ($\sigma_{T^{\circ}C}^H$) та охолодження ($\sigma_{T^{\circ}C}^{ox}$) матеріалу оброблення. Тоді останнє матиме вигляд:

$$\sigma = (\sigma_{T^{\circ}C}^H + \sigma_{T^{\circ}C}^{ox}) + \sigma_d + \sigma_{крс} \quad (2.6)$$

Задача визначення величини й характеру внутрішніх напружень розв'язується згідно з відомою методикою, в основу якої покладено метод розподілення тіла з урахуванням взаємодії шарів поверхні оброблення відповідно до сумісності їх деформацій. У виведенні формул для розрахунку напружень розглянуто кінцеві моменти часу процесів нагрівання, охолодження та пластичної деформації від динамічного контактування, коли час $t \rightarrow \infty$.

Якщо для приладу розглядати плоску деталь завтовшки h , поверхня якої підлягала процесу тонкого шліфування, то вона може бути представлена складеною з n пластинок, кожна з яких нагрівається до певної температури. Найвищу температуру під впливом динамічного удару отримує верхній шар (шар n), а найменше теплоти припадає на шар l , якнайдалі розташований від місця впливу теплового джерела.

Величину внутрішніх напружень, що виникають лише внаслідок температурного впливу, визначатимемо, ґрунтуючись на характерні межі текучості матеріалу оброблення, застосовуючи вираз 2.7.

$$\sigma_m = (\Delta_i + \int_0^{h_0} \frac{\Delta_i}{h_0} dy - \int_{h_0}^h \frac{h}{h_0} dy) \frac{E}{1 - \mu}$$

$$\text{де } \sigma_m - \text{межа текучості матеріалу; } h_n = \left[1 - 0,5 \left(1 - \frac{b}{n} \right)^4 \right] \cdot \left(\frac{15}{6} \frac{P_N}{H D_\phi} \right)^{0,5}$$

Δ_i – відносне лінійне розширення вільних шарів матеріалу;

h_0 – відстань від опорної основи зразка до шару металу, в якому пружні та пластичні деформації рівні між собою;

μ – коефіцієнт Пуассона;

E – модуль пружності.

Значення відносного лінійного розширення Δ_i визначають алгебраїчною сумою температурних Δ_{Ti} та структурних Δ_{CTPi} лінійних розширень:

$$\Delta_i = \Delta_{Ti} + \Delta_{cmp_i} = (\beta_i T_i) \cdot \left\{ [(\Delta_{cmp})_A - (\Delta_{cmp})_M] \cdot \left[\left(1 - \frac{A}{100} \right) T_M - \frac{A}{100} \right] \right\} \quad (2.8)$$

де β_i – коефіцієнт відносного лінійного температурного розширення;

T_i – температура i -го шару металу;

$(\Delta_{cmp})_A, (\Delta_{cmp})_M$ – відносне температурне видовження, відповідно, аустеніту та мартенситу;

A – кількість залишкового аустеніту, що визначається як функція відсоткового вмісту вуглецю і легуючих елементів;

T_M – температура мартенситного перетворення

$$T_M = (T_i - T_M^n) / (T_M^n - T_M^k)$$

де T_M^n, T_M^k – температура, відповідно, початку і кінця мартенситного перетворення.

Як відомо, фазові перетворення описуються фазовою кривою. Обчислення питомого об'єму гетерогенної структури проводять за допомогою

залежності кількості аустеніту, що розкладається під впливом температури охолодження, згідно з методом найменших квадратів.

Величина відносного подовження аустеніту та мартенситу встановлюється на основі відомих залежностей:

$$(\Delta_{cmp})_A = 10^{-6} \cdot a_c T - b_c; (\Delta_{cmp})_M = 10^{-6} \cdot c_c T + d_c;$$

де α_c , b_c , d_c та $d_c = f(C\%)$ – від вуглецю, у якій $C\%$ – вміст вуглецю у сталі.

Враховуючи, що для проведення досліджень використовувались композитні зразки з відходів легованих сталей, а в межах однієї групи матеріалів вміст вуглецю коливається в незначних межах, приймаємо – $C\% = const$.

Внаслідок нагрівання поверхні внутрішні напруження виникають за рахунок лише температурної деформації у всіх шарах матеріалу. Тоді величина внутрішніх напружень, застосовувавши (2.7), визначається:

$$\sigma_{T^0C} = \left[-\beta_i T_i + \int_0^{h_0^H} \beta_i T_i \frac{dy}{h_0^H} - \frac{1}{E} \int_{h_0^H}^h \sigma_m \frac{dy}{h_0^H} \right] \frac{E}{1 - \mu}, \quad (2.9)$$

де $\sigma_{T^0C}^H = -\sigma_{T^0C}$ за умови, що $(h - Y_1) \geq h_0^H$

Y_1 – значення на поверхні.

У процесі охолодження матеріалу внутрішні напруження виникають за рахунок температурних деформацій нагрітих шарів та відносного їх видовження, що залежить від структурних змін у цих шарах металу. Величина утворених напружень встановлюється згідно з (2.7) та (2.8) з обов'язковим урахуванням умов, що $\sigma_{T^0C}^{ox} = 2\sigma_m$; $(h - Y_1) \geq h_0^{ox}$, на основі наведеної далі математичної залежності, в якій приймається, що $d'_c = (22,4...0,083)C\%$ та $d''_c = (0,11...0,018)C\%$

$$\sigma_{T^0C}^{ox} = \left\{ \begin{aligned} & - \left\{ \beta_i T_i + \left[(10^{-4} \cdot d'_c T_i - d'_c) - (10^{-4} \cdot C T_i + d_c) \right] \cdot \left[(1 - 0,01A) \left(\frac{T_i - T_u}{T_u - T_u} \right) - 0,01A \right] \right\} \cdot \left[\frac{dT}{h_s} - \frac{2}{E} \int_{h_s}^h \sigma_m \frac{dT}{h_s} \right] \cdot \frac{E}{1 - \mu} \\ & + \left\{ \beta_i T_i + \left[(10^{-4} \cdot d'_c T_i - d'_c) - (10^{-4} \cdot C T_i + d_c) \right] \cdot \left[(1 - 0,01A) \left(\frac{T_i - T_u}{T_u - T_u} \right) - 0,01A \right] \right\} \cdot \left[\frac{dT}{h_s} - \frac{2}{E} \int_{h_s}^h \sigma_m \frac{dT}{h_s} \right] \cdot \frac{E}{1 - \mu} \end{aligned} \right. \quad (2.10)$$

У процесі надтонкої абразивної обробки в матеріалі оброблення виникають внутрішні напруження як від високотемпературного впливу, так і, як зазначено в формулі (2.5), внаслідок силового впливу робочих абразивних зерен інструментів.

Енергія взаємодії багаторазово трансформується, утворюючи силове поле, яке властиве поверхневому динамічному зміцненню. Утво-

рене поле формує залишкові напруження, які у сукупності з утвореним температурним напруженням приводить до вимушеного відхилення від необхідної геометричної форми – до короблення деталі. Для точного встановлення динамічного напруження необхідно визначити величини силового поля від дії одиночного зерна та змін цього поля під впливом аналогічного деформування оточуючих зон поверхні. Такі дані можуть використовуватись у подальших розрахунках і дослідженнях.

В умовах (2.5) зауважено, напруження від теплового впливу виникатимуть лише внаслідок одержання поверхнею енергії удару зерна, хоча динамічне контактування кожного з елементарних зерен абразиву сприяє виділенню певної кількості теплоти в поверхні деформування, поширюючись на сусідні ділянки матеріалу деталі.

Для розрахунку такого теплового поширення, згідно з відомими дослідженнями професора М. М. Рикаліна, рекомендовано використовувати диференційне рівняння теплопровідності для нестабільного режиму з внутрішнім джерелом теплоти, що пов'язано зі складними математичними розрахунками і, з точки зору автора, є недоцільним для теоретичного дослідження процесу тепловиділення та поширення незначної за об'ємом енергоємності, адже виділена таким чином кількість теплоти набагато менша від кількості теплової енергії, отриманої внаслідок динамічної дії абразивного зерна.

Розв'язання задачі впливу на металеву поверхню миттєвого навантаження (удару) необхідно звести до дослідження напружено-деформованого стану матеріалу (в об'ємі обмеженого призматичного зразка), викликаного дією прикладеного зусилля, яке спрямоване на поверхню вузькою прямолінійною смугою і переміщується зі сталою швидкістю. Адже ефекти, що залежні від розмірів зон контактування та розподілення внутрішніх напружень за товщиною, значно ускладнюють проведення аналізу поверхневого навантаження.

Внутрішні залишкові напруження, згідно з прийнятою схемою взаємодії, доцільно визначати виходячи з величини інтенсивності деформації на окремому залишковому еліптичному (в плані) відбитку з наступним перенесенням отриманих результатів на всю оброблену поверхню виробу. Аналіз напруженого стану проводять у тримірній системі координат: осі X та Y розміщені в площині поверхні зразка і збігаються, відповідно, з великою (a) та малою (b) півсями еліптичного відбитку; вісь Z спрямована у глибину деформованого шару металу.

Епюра відносних залишкових деформацій $\varepsilon_z = f(z)$ на всій товщині пластично деформованого шару h_n , під еліптичним відбитком із залишковою глибиною лунки h_2 визначається залежністю:

$$\varepsilon_z = -K_1 \frac{h_2}{h_h} \exp \left\{ -\frac{h}{h_{n.l}} \right\}, \quad (2.11)$$

де K_1 – коефіцієнт пропорційності, значення якого встановлюється за умови рівності інтенсивності пластичної деформації ε_1 та заданій залишковій деформації $\Delta\varepsilon_p$, що відповідає появі пластичної деформації у разі напруження, рівному умовній границі текучості на межі пластично деформованого шару.

Припустивши, що у точках на осі Z відносні деформації ε_x та ε_y знаходяться у такому ж співвідношенні, як і середні деформації на поверхні контактного відбитку, тобто, що виконується умова $p = \varepsilon_x / \varepsilon_y = (b/a)^2$, та врахувавши постійність об'єму матеріалу даного процесу пластичного деформування ($\varepsilon_x + \varepsilon_y = -\varepsilon_z$) визначаємо коефіцієнти пропорційності:

$$K_1 = \ln \left[K_1 \cdot \frac{2^{0,5}}{3} \frac{1}{\Delta\varepsilon_T} \frac{h_2}{h_h} \frac{1}{1+p} (6 + 8p + 5p^2)^{0,5} \right] \quad (2.12)$$

Технологічні режими обробки та твердість матеріалу оброблення впливають на геометричні розміри поверхневого відбитку, які, в свою чергу, безпосередньо залежать від пружного h_{np} та пластичного (залишкового) $h_{n.l}$ деформування поверхні.

Компоненти залишкових напружень σ_x та σ_y відповідно до відомих компонентів відносних деформацій ε_y та ε_x визначаються, виходячи з передумови, що при існуванні напруженого складного стану співвідношення між ними описуються аналогічними до одновісного напруженого стану напруженнями, але з іншими модулями зміцнення.

Згідно з узагальненим законом Гука та відношенням $(\varepsilon_x/\varepsilon_y)$, отримано наступні залежності між компонентами напружень і власними деформаціями:

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_y = \lambda \sigma_x, \text{ де } \lambda = \mu \frac{2+p}{1+p-\mu} \\ \frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_y} = (1/p) \\ \frac{\varepsilon_z}{\varepsilon_x} = -[(1+p)/p] \end{array} \right. \quad (2.13)$$

де за умовами пластичного деформування – $\mu=0,5$, а згідно з цим $\lambda=(2+p)/(1+2p)$.

Таким чином, застосувавши (2.11) та (2.13), отримано залежність для ε_i для певного значення h :

$$\varepsilon_i = K_1 \xi \frac{h_2}{h_h} \exp \left(-K_1 \frac{h_2}{h_h} \right), \quad (2.14)$$

$$\text{де } \xi = \frac{2^{0,5}}{3} \frac{h_2}{h_h} \frac{1}{(1+p)} (6 + 8p + 5p^2)^{0,5} \quad (2.15)$$

Інтенсивність напруження σ_i складного напруженого стану виражається через головні компоненти напружень i , у кінцевому випадку, застосувавши наведені вище міркування стосовно умови, що $\sigma_z = 0$, отримано залежність функції $\sigma_i = f(\sigma_x)$ тобто,

$$\sigma_i = 2^{0,5} \cdot \sigma_x (\lambda^2 - 2\lambda + 2)^{0,5} \quad (2.16)$$

Визначення σ_i іншим методом, використовуючи залежності від відносних деформацій ε_1 у межах пружних і пластичних деформацій, тобто, згідно з лінійним $\sigma_1 = -E_n \varepsilon_1$ та ступеневим $\sigma_i = -K_n \varepsilon_1$ законами зміцнення (E_n та K_n – модулі, відповідно, пружного і пластичного деформування) з урахуванням (2.11, 2.12) для області пластичного деформування

$$\sigma_{\partial} = \sigma_{i_{max}} \exp \left(-K_1 n \frac{h_2}{h_h} \right) \quad (2.17)$$

При чому

$$\sigma_{(i_{max})} = -M_n \cdot (K_1 \xi h_2 / h_h)^n; \quad (2.18)$$

$$M_n = M (4l / 3 + (p + p^2) / p)^{(n/2)} \cdot (1 - \lambda + \lambda^2)^{0,5}; \quad (2.19)$$

$$h_h = \left[1 - 0,5 \left(1 - \frac{b}{b} \right)^4 \right] \cdot \left(\frac{15}{6} \frac{P_N}{H D_{\partial}} \right)^{0,5}, \quad (2.20)$$

де $H D_{\partial}$ – динамічна пластична твердість матеріалу обробки;

n і M – відповідно, показник ступеня та постійний коефіцієнт ступеневої залежності зміцнення матеріалу у його пластичній області, значення якого встановлюється за умови проходження апроксимуючої кривої $\sigma = M_{\varepsilon}^n$ через точки умовної межі текучості матеріалу ($\sigma_{02}, \varepsilon_{02}$) та межі міцності ($\sigma_{\partial}, \varepsilon_{\partial}$).

Розрахунок компонентів напружень σ_x і σ_y у поверхневому шарі завтовшки h_i проводиться за (2.13) та (2.16), визначивши заздалегідь інтенсивність відносних деформацій ε_i та напружень σ_i .

Підставляємо отримані вище визначення (2.9), (2.10) та (2.16) у вираз (2.12) без врахування $\sigma_{крс}$, оскільки внутрішні напруження в матеріалі від структурних і фазових перетворень враховані в залежності, яка визначає напруження в процесі охолодження $\sigma_{T^{\circ}C}^{\alpha\alpha}$ і одержуємо остаточний сумарний вираз для розрахунку внутрішніх напружень, що виникатимуть у матеріалі деталі. Запропонована методика є моделлю математичного прогнозування процесу формування внутрішніх напружень, що супроводжує процес тонкого абразивного шліфування поверхонь підшипників ковзання з нових зносостійких високолегованих композитних сплавів. Ці розрахунки дають змогу заздалегідь передбачити умови та надійність оброблення з урахуванням виконання жорстких умов якості поверхонь деталей.

Таким чином, вперше вдалося теоретично дослідити утворення залишкових напружень у тонкому поверхневому шарі оброблення поверхонь тертя високообертових підшипників ковзання з нових високолегованих та зносостійких композитних сплавів 86Х6НФТ та 4ХМНФС, синтезованих з відходів інструментальних сталей, що призначені для роботи у вузлах тертя офсетних друкарських машин. Отримані залежності залишкових напружень з урахуванням дії силового та температурного полів, що утворюються у зоні абразивного оброблення від дії поодинокого абразивного зерна у зоні зрізання стружки з поверхні оброблення, дають змогу більш глибоко оцінити процеси, які відбуваються у тонкому поверхневому шарі деталей. Отримані залежності залишкових напружень створюють базу для всебічного експериментального визначення залишкових напружень під час абразивного шліфування нових композитних сплавів із подальшим розробленням практичних рекомендацій для виробництва з урахуванням оптимізації вибору типу абразивного інструмента та режимів тонкого шліфування.

2.1.6. Динамічне зміцнення поверхонь композитних деталей тертя друкарських машин тонким шліфуванням

Як вже неодноразово зазначалось вище, безперервний розвиток поліграфічної галузі народного господарства України вимагає створення та впровадження у виробництво високопродуктивної друкарської техніки, здатної успішно працювати зі швидкостями роботи вузлів та агрегатів, які у 2–3 рази перевищують існуючі показники. Такі умови експ-

плуатації інтенсифікують процеси зношування деталей тертя, яких є чимало у сучасних високошвидкісних поліграфічних машинах (підшипники ковзання, що працюють зі швидкостями обертання до 400 об./хв. і питомими тисками 2–4 МПа, направляючі лотки, лапи захватів, орієнтатори та ін.).

Підвищений знос деталей пар тертя обумовлює зниження таких важливих для виробників показників надійності, як коефіцієнт готовності техніки, термін безвідмовної служби, довговічність та ремонтоздатність.

Здолати наведені негативні явища можливо, якщо використати для виготовлення деталей тертя друкарських машин найновіші високозносостійкі композитні матеріали [59], створені в останні роки науковцями, та застосовувати найсучасніші технологічні процеси фінішного оброблення, які формують необхідні показники якості поверхонь тертя, забезпечуючи їх високу зносостійкість [60].

Усі дослідження процесів надтонкої обробки поверхонь деталей тертя, зокрема високошвидкісних зносостійких підшипників ковзання, методами тонкого абразивного, алмазного [60], ельборового [61] шліфування, хонінгування та магнітно-абразивного оброблення (МАО) дрібнозернистими фєро-керамічними порошками виконувались з урахуванням дії факторів обробки у статистиці і не враховували специфіки дії динаміки процесу різання матеріалів.

Адже відомо, що, наприклад, технологічний процес шліфування відбувається зі швидкостями обертання круга 20–50 м/с, а ці значення швидкостей на порядок перевищують швидкості динамічних випробувань на міцність ($\approx 1\text{--}1,5$ м/с) металевих матеріалів [60].

Це суттєво впливає на розуміння складних явищ, які відбуваються у поверхневих шарах деталей і які формують кінцеві значення параметрів поверхонь тертя. Зазначимо, що при динамічному навантаженні процес зрізання тонких стружок відбувається зі збільшення дії силового та температурного полів [61] пластичного деформування [62] (передусім внаслідок ускладнення оброблення високолегованих композитних матеріалів, до складу яких входять вольфрам, ванадій, молибден, цезій, нікель, цирконій [62]) і різкого збільшення тертя ріжучих зерен абразивного круга, що наносять динамічні удари з великими швидкостями по мікрооб'єму металу, що зрізується з поверхневого шару деталі. Тому дослідження динамічного зміцнення поверхонь композитних деталей тертя друкарських машин тонким шліфуванням є актуальною задачею, що, безумовно, має не лише теоретичне, а й, що не менш важливо, практичне значення [62].

На ступінь зміцнення поверхневого шару основного металу при тонкому шліфуванні абразивними, алмазними, кубонітовими чи ельборовими інструментами найсуттєвіший вплив чинять температурний

та динамічний фактори, які призводять до виникнення пластичної деформації, що, в свою чергу, супроводжує утворення наклепу. Цьому явищу властиві: підвищення показників опору металу деформації (поверхнева твердість металу); зниження меж пластичної та ударної в'язкості; зростання меж текучості тощо. Крім того, явище наклепу сприяє зростанню межі втомленої міцності деталей, спричинених виникненням стискуючих внутрішніх залишкових напружень, тому встановлення оптимальних технологічних режимів для процесу оздоблювальної обробки, які сприяють зміцненню поверхневого шару, необхідно проводити на основі ґрунтовних теоретичних досліджень.

На даний час науковцями розроблено значну кількість математичних залежностей для визначення експлуатаційних властивостей деталей машин, поверхні яких попередньо зміцнювались методами механічного оброблення [63]. Однак більшість із розроблених залежностей, як правило, носять емпіричний характер, а представлені теоретичні розробки не завжди враховують стан поверхневого шару виробу всіх його геометричних та фізико-механічних аспектів. Так, підхід до розрахунку поверхневого зміцнення процесу зміцнююче-калібруючого оброблення, що наведений в роботі [63], не дає змоги теоретично враховувати впливи геометричних параметрів індентора та фізико-механічних характеристик стану поверхні в місцях контактування.

Також розроблено та досліджено універсальні теоретичні залежності для встановлення ступеня поверхневого зміцнення деталей та товщини наклепаного шару металу, який підлягав абразивній обробці, з урахуванням особливостей геометрії алмазно-абразивного зерна, миттєвого високотемпературного впливу і фізико-механічних властивостей матеріалу обробки.

Як відомо, за умови будь-яких методів механічного оброблення деталей машин на зміцнення їх поверхневого шару, основний вплив чинять силовий та температурний фактори [61]. Показником рівня наклепу поверхні від дії силового впливу прийнято вважати ступінь зміцнення k_z та товщину зміцненого шару h_v^{δ} . Вплив температурного фактору на ступінь зміцнення в даний час не видається можливим описати математично у зв'язку із складністю врахування великої кількості фізико-механічних характеристик матеріалу і технологічних факторів, тому зміцнення матеріалу під впливом локального теплового джерела, яким є удар абразивного зерна по поверхні оброблення зі швидкістю 20–50 м/с розглядатимемо як процес гартування, встановлюючи товщину зміцненого поверхневого шару h_v^T .

Аналіз результатів експериментальних досліджень поверхневого зміцнення динамічним впливом, проведених методом втиснення інден-

тора сферичної форми, показав, що розміри залишеного сліду менші, ніж були у процесі контакту. Якщо розмір залишеного сліду використовувати як поверхню занурення індентора, то розмір цієї поверхні виявиться заниженим на 4,4% [64], що підтверджується теорією Герца стосовно відношення величини навантаження до твердості матеріалу поверхні контактування.

Відомо, що показник твердості матеріалу, за Беренелем, знаходиться в залежності від меж текучості σ_T ($HB=3\sigma_T$), де зростання σ_T характеризується коефіцієнтом стиснення C_{CT} , значення якого встановлюється відношенням середнього тиску на площині контакту РС до σ_T ($C_{CT} = P/c\sigma_T$) [64], відповідно до чого (з урахуванням відсотків пластичного відновлення металу), встановлено:

$$P = C_{CT} \cdot \sigma_T = (1-0,044) \cdot 3\sigma_T = 2,868 \cdot \sigma_T \approx HB$$

Із прикладанням зусилля P в центрі площини контакту починає виникати пластична деформація, однак із поступовим зануренням індентора в матеріал, твердість його поверхневого шару відрізнятиметься від твердості серцевини металу. Це викликає зміщення початку пластичної деформації в область нижчих тисків. Отже, тиск робочої поверхні індентора, здатного викликати початок процесу пластичного деформування, визначатиметься наступною залежністю

$$P_c = 2,868 \sigma_T (H_{\mu m}) \quad (2.21)$$

де $H_{\mu m}$ – мікротвердість серцевини основного матеріалу.

Після настання процесу текучості в центральній частині контактуючої площини індентора периферійна його робоча поверхня зустрічає опір зближенню, величина якого зменшується з охопленням пластичною деформацією всього об'єму матеріалу, що витискується сферичною поверхнею індентора. Із зростанням контактних наближень зона пластичної деформації збільшуватиметься, поширюючись на всю площину контакту і переміщуючись від поверхні вглиб металу. Процес текучості під всією поверхнею контакту поширюється лише тоді, тиск у місцях найменших дотичних напружень досягатиме величини $P = H_{\mu m}$

Вплив силових факторів на якісне формування поверхневого шару металу (внаслідок дії на нього абразивних зерен шліфувального круга) супроводжується динамічним контактуванням одночасно багатьох зерен. Фактично в даному процесі відбувається динамічний удар, в результаті чого індентор (зерно) заглиблюється у поверхневий шар мета-

лу із зусиллям, значення якого пов'язане з розмірами утвореного на поверхні відбитку і визначається згідно із залежністю Мейєра [64]

$$P = \frac{C_{CT} \cdot H_{\mu o} \cdot k_{ci} \cdot \sigma_T \cdot A_{\epsilon\theta}}{H_{\mu m}} = 2,868 \cdot A_{\epsilon\theta} \cdot k_{ci} \cdot \sigma_T \frac{H_{\mu o}}{H_{\mu n}}, \quad (2.22)$$

де k_{ci} – коефіцієнт ступеня зміцнення матеріалу обробки;

$H_{\mu o}$ – мікротвердість поверхневого шару;

$A_{\epsilon\theta}$ – площа контакту робочої поверхні одиничного індентора з поверхнею, величина якої встановлена як половина площі бічної поверхні стисненого еліпсоїда за формулою

$$A_{\epsilon\theta} = 0,5\pi(2R_{11}b_1 + a_1^2), \quad (2.23)$$

де a_1 і b_1 – відповідно, мала й велика півосі перерізу сферичного сліду, розміри яких визначаються згідно з [64].

Вираз для встановлення ступеня зміцнення поверхневого шару оснoвного металу виробу має вигляд

$$k_{ci} = 0,222 \frac{H_{\mu m} [mV_{nd}^2 - N_1(P_N^2 - N_S^2) - N_1C_1(P_N - N_S)]}{P_N^{1/3} \cdot H_{\mu o} \cdot \sigma_T \cdot k_1(C_1 + 0,8) \cdot (2R_{11}b_1 + a_1^2)}. \quad (2.24)$$

Коли зміцнення поверхні здійснюється одночасно сумісним впливом теплового удару зерна і динамічного контактування, доцільніше встановлювати не рівень наклепу шляхом визначення коефіцієнта k_{3M} , а мікротвердість поверхневого шару і глибину його залягання, що представляє реальнішу картину стану металу, адже на відміну хаотичного виникнення теплових ударних розрядів контактування з одночасною дією десятків абразивних зерен забезпечує рівномірне контактування з усією поверхнею, що слугує надійним гарантом рівномірної взаємодії.

Результат динамічного контактування показав, що пластичне деформування поверхні всією площиною контакту в середньому відповідає деформаціям стиснення, утворених під відбитком одиничного зерна. Навколо утвореної залишкової вм'ятини виникає пластично деформована область, яка поширюється у поверхневому шарі на товщину d замкненої області виконується умова пластичності згідно з твердженнями Генкі-Мізеса, тобто, що величина внутрішнього напруження переважає границі текучості [64], для даного методу контактної взаємодії отримано

$$h_z = k_v (0,5 \cdot P \cdot \sigma_T^{-1} - 1,42 a_1 b_1)^{0,5}, \quad (2.25)$$

а враховуючи, що $k_v = 1 - 0,5[1 - (b_1 / a_1)]^4$, а для композитів [38, 43] $\sigma_T = 0,2 \cdot H_g$, та умови незмінності відношення між σ_T і дійсною твердістю

серцевини основного металу від швидкості взаємного контактування, отримана аналітична залежність для становлення дійсної товщини зміцненого шару

$$h_z^s = \left\{ 1 - 0,5 \left[1 - (R_{11} / R_{21})^{0,5} \right]^4 \cdot \left\{ \frac{17}{6} P_N \left[\frac{15}{17 I A_s} - R_{np} \left[k_1 P^{2/3} + \left(1 - \frac{N_s}{P_N} \right) \right] \right] \right\} \right\}^{0,5} \quad (2.26)$$

Після переміщення поверхню теплового джерела від удару зерна починається процес охолодження даного об'єму металу. Висока теплопровідність основного металу сприяє швидкому відведенню тепла (швидкість охолодження) із зони миттєвого нагрівання незначного за об'ємом (порівняно із загальним об'ємом виробу) поверхневого шару, причому швидкість охолодження більша швидкості гартування, тобто:

$dT_a / (dt) < (dT_{ox}) / dt$ [64], що для даного технологічного процесу не потрібне застосування примусового охолодження, хоча аеродинамічні особливості шліфувального круга незалежно сприяють ефективному охолодженню нагрітої поверхні [64].

Процес поширення теплоти від миттєвого точкового джерела в необмеженому теплопровідному тілі проходить відповідно диференційного рівняння теплопровідності Фур'є

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t} \right) = a \nabla^2 T \quad (2.27)$$

а виразивши останнє відносно оператора Лапласа, як тримірне поле в декартових координатах, отримано:

$$\nabla^2 T = \frac{\partial^2 T}{\partial X^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial Y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial Z^2} \quad (2.28)$$

Таке твердження стосується лише припущення, що тіло є необмеженим (з відсутніми граничними умовами), а отже, процес поширення теплоти на будь-які значні відстані від джерела підвладний лише рівнянню теплопровідності. Диференційне рівняння (2.27), за умови витримування граничних обмежень елементарного об'єму ($t = 0$, $0 < X < dX$, $0 < Y < dY$, $0 < Z < dZ$), задовольняє наступне [65].

$$T(R, t) = \frac{Q}{C_r (4\pi a t)^{3/2}} e^{-\frac{R^2}{4at}} \quad (2.29)$$

де $R^2 = (X^2 + Y^2 + Z^2)$ – квадрат сферичного радіуса R , який відображає дійсну відстань точки просторового поля (X, Y, Z) від початкових координат;

t – час впливу теплового джерела.

Із зростанням швидкості переміщення круга $V_{кр}$ температурний максимум T_{max} зсувається до краю теплового джерела, в сторону, протилежну напрямку його руху. Якщо $V_{кр} = const$, то через певний час температурне поле стабілізується, а поширення теплоти залежить лише від співвідношення тривалості теплонасичення поверхневого шару та терміну переміщення джерела поверхнею оброблення з моменту зародження теплового джерела.

Процес нагрівання напівнескінченного тіла рухомим тепловим джерелом, густина потужності якого розподіляється згідно із законом Гауса, описується диференціальним рівнянням (2.26), вираженим у наступному вигляді [65].

$$\frac{\partial^2 T}{\partial^2 X} + \frac{\partial^2 T}{\partial^2 Y} + \frac{\partial^2 T}{\partial^2 Z} + 2Pe \frac{\partial T}{\partial X} + \frac{\partial T}{\partial F_o} = 0 \quad (2.30)$$

де $Pe = (SL) / a = (V_{кр}) / 2\dot{a}$ – вираз критерія Пекле з точки зору швидкоплинного переміщення дугового розряду;

$F = (at) / r^2$ – критерій Фур'є;

В останньому виразі:

$$T = (T_n - T_c) / T_c$$

$$T_c = [W / (2\lambda r_{ne})] \cdot (1 / \pi)^{0.5};$$

$$W = \eta IU;$$

$$X = X / r_{ne}; Y = Y / r_{ne}; Z = Z / r_{ne},$$

де T_n і T_c – відповідно температура нагрівання поверхневого шару в j -й точці за час t дії теплового джерела та вихідна кімнатна температура тіла;

T_c – гранична температура з нормальним розподіленням центральної точки плям дуги;

W – ефективна потужність теплового джерела;

η – тепловий ККД джерела ($\eta = 0,7$ [65]);

X, Y, Z – дійсні координати j -ої точки.

Значення температури нагрівання поверхні на осі OX (рис. 2.3) встановлюється згідно з

$$T(0,0,t) = \frac{W}{4\pi\lambda r_{ne} [1 + (V_{кр}) / 8\dot{a}]^{0.5}}. \quad (2.31)$$

У процесі теплового зміцнення поверхні температура поверхневого шару металу $T(0,0,t)$ повинна бути вищою температури гартування T_r , але перевищувати температуру плавлення $T_{пл}$. Для абразивного обро-

блення це означає, що гартуватиметься шар металу розташований слідом-лункою, утвореною абразивним зерном, тобто, повинна витримуватись умова, що

$$T_r < T(0,0,t) \leq T_{пл} \quad (2.32)$$

Наведемо зміну температури у наступному вигляді:

$$T(X, Y, t) = T(0,0,t) \exp \left[\frac{Z^2}{(8ar)/V_\delta} - \frac{Y^2}{(8ar)/V_{\delta\delta} + r} \right] \quad (2.33)$$

або

$$\frac{T(X, Y, t)}{T(0,0,t)} = \exp \left[\frac{Z^2}{(8ar)/V_\delta} - \frac{Y^2}{(8ar)/V_{\delta\delta} + r} \right] \quad (2.34)$$

а після логарифмування – отримано

$$\frac{Y^2}{[(8ar)/V_\delta + r] \ln X} + \frac{Z^2}{[(8ar)/V_{\delta\delta} + r] \ln X} = 1,$$

$$\text{де } x = \frac{T(0,0,t)}{T(X,Y,t)}.$$

Остання залежність підтверджує встановлену у форму сліду на поверхні від теплового розряду вказавши, що ізотерма будь-якої температури нагрівання $T(Y, Z, t) = T$ являє собою півеліпс. Велика вісь ізотермічного півеліпсу паралельна осі ОУ, а менша – осі ОZ, а дані півеліпси мають однакове співвідношення осей, рівне:

$$[1 + (8a)/V_{\delta\delta}]^{0,5}$$

звідки максимальні розміри зони поверхневого температурного зміцнення на осі ОУ за умови, що $T(X,Z,T) = T_A$ та $\ln > 0$, залежностями:

$$h_z^T = Z = \left\{ \frac{8ar}{Ve\partial} \ln \left[\frac{W}{4\pi r \lambda T (1 + (V_\delta r)/8a)^{0,5}} \right] \right\}^{0,5} \quad (2.36)$$

$$Y = \left\{ \left(\frac{8ar}{V_\delta} + r \right) \ln \left[\frac{W}{4\pi r \lambda T (1 + (V_\delta r)/8a)^{0,5}} \right] \right\} \quad (2.37)$$

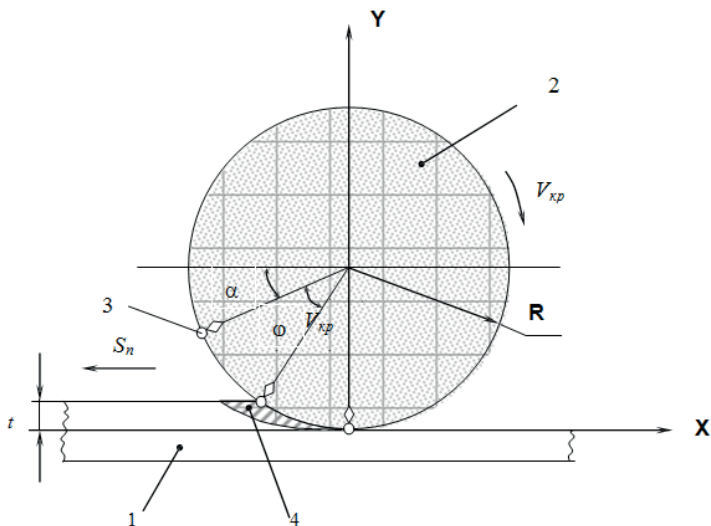


Рисунок 2.3. Схема динамічного зміцнення поверхневого шару композитного матеріалу при шліфуванні: 1 – композитна деталь тертя; 2 – шліфувальний круг; 3 – ріжуче абразивне зерно; 4 – елемент стружки, що зрізується поодиноким зерном; t – глибина різання, мкм; S_n – позадвжняя, м/хв.; $V_{кр}$ – швидкість шліфувального круга, м/с; R – радіус круга; α , φ – кути візання, град.

Вираз (2.37) встановлює розміри області температурного гартування лише у випадку впливу на поверхню елементарного (одиначного) абразивного зерна, фактично не враховуючи теплового впливу сусідніх джерел в цілому. Користуватись отриманою залежністю доцільним є проведення експериментальних досліджень для порівнювання одержаних аналітичних рахунків з результатами експериментів.

Для отримання узагальненого теоретично обчисленого результату зміцнення поверхневого шару матеріалу внаслідок динамічної дії абразивного зерна в останні наведені залежності слід підставляти отримані рішення вирази (2.28–2.30) та встановивши згідно з рис. 2.3 швидкість переміщення поверхнею оброблення шліфувального круга $V_{кр}$, величина якої визначається згідно з виразом (2.36)

$$(2.38)$$

а, відповідно, і часу T ефективної дії ріжучого зерна

$$T = \frac{V_{eo}}{R^2} \{ [2t \cdot (R - t)] / 2r \}^{0.5} \quad (2.39)$$

Наведений вираз (2.36) є універсальним, що дає змогу крім безпосереднього визначення товщини h_z зміцненого поверхневого шару матеріалу встановлювати, задавшись заздалегідь необхідною твердістю матеріалу і товщиною зміцненого шару, ефективні технологічні режими ($V_{кр}$, t , S_n тощо) процесу оброблення, тобто отримана залежність є теоретичною моделлю методу математичного прогнозування, практичне застосування якої допомагає попередньо задаватись експлуатаційними характеристиками поверхонь деталей.

Для підтвердження конструктивності одержаних теоретичних залежностей проведено експериментальне визначення для композиційного сплаву на основі відходів інструментальної сталі [63] товщини зміцненого шару h_z з необхідною твердістю НВ 278, що досягається нагріванням металу до температури 660 °С [64]. Приймаємо, що поверхня уражена атмосферним і тонким корозійними шарами у вигляді окалини з середньою товщиною покриттям $h_{ок} = 6,5 \cdot 10^{-4}$ (фізичні властивості: $\lambda_{ок} = 3,87$ Вт/(м·°С); $a_{ок} = 0,11 \cdot 10^{-4}$ м²/с; $C_{ок} = 783$ Дж/(кг·°С); $C_{гок} = 5,02$ Дж/(м³·°С) [19] та тонким вкрапленнями бруду – $h_i = 5,0 \cdot 10^{-4}$ м ($l_i = 0,42$ Вт/(м·°С); $a_i = 0,03 \cdot 10^{-4}$ м²/с; $C_i = 109$ Дж/(кг·°С); $C_{gi} = 0,96$ Дж/м³·°С). Для серцевини основного металу: ($l_m = 4,02$ Вт/(м·°С); $a_m = 0,08 \cdot 10^{-4}$ м²/с; $C_m = 737$ Дж/кг·°С); $C_{gm} = 7,19$ Дж/м³·°С).

Технологічний процес тонкого абразивного шліфування поверхні деталі з нового композиційного матеріалу [43] для друкарських машин реалізується з використанням шліфувальних кругів на основі карбіду кремнію зеленого (G3C) зернистістю 14 мкм на еластичній гліфталевій зв'язці (Гл) із застосуванням таких режимів різання – $V_{кр} = 25$ м/с; $S_n = 2$ м/хв; $t = 0,002$ мм.

Отримана твердість металу на глибині $h_z^p = 8,8 \cdot 10^{-4}$ м. Це відповідає технічним вимогам.

Аналітично визначена товщина зміцненої поверхні прирівнювалась до величини, отриманою в результаті замірювання на шліфі зразка, експериментально обробленого за аналогічними показниками для матеріалу і технологічними режимами. Задана твердість металу отримана в середньому на глибині $h_z^{een} = 9,3 \cdot 10^{-4}$ м. Відносна похибка розходження результатів становить 6,3 %, що засвідчує можливість практичного застосування наведеної методики математичного прогнозування поверхневого зміцнення.

Крім наведеного підтвердження, слід вказати, що за даною методикою, при умові попереднього призначення товщини зміцненого шару (у більшості випадків вказаного на робочих кресленнях деталей), встановлюється необхідна тривалість динамічного впливу T , с

$$T = \frac{\pi(h_z^T)^2}{4a} \left(\frac{t}{\delta_\varphi - \delta_\alpha} \right) \quad (2.40)$$

Узагальнюючи результати наведених теоретичних досліджень та їх порівняння з результатами експериментів, доцільно зробити такі основні висновки:

1. Розроблена методика дозволяє з високою імовірністю прогнозувати очікувані параметри якості поверхневого шару, зокрема ступеня його зміцнення і глибини утвореного при обробці наклепу.

2. Показано, що параметри обробки (швидкість круга $V_{кр}$, поздовжня подача S_n , глибина різання t) суттєво впливають на якісні показники поверхні.

3. У подальшому доцільним є дослідження з урахуванням коефіцієнтів тертя по новим композитам різних абразивних матеріалів – карбиду кремнію зеленого, монокорунду, електрокорунду білого, алмазу синтетичного, кубоніту та ельбору.

2.1.7. Аналіз температурного поля при динамічному ударі абразивного зерна в процесі шліфування композитних деталей тертя друкарських машин

У попередніх розділах цієї монографії неодноразово зазначалось, що розвиток сучасної високопродуктивної техніки вимагає забезпечення високих параметрів надійності, працездатності та зносостійкості друкарських машин, їх вузлів і деталей тертя у широкому спектрі умов експлуатації від нормальних до експериментальних (швидкості обертання до 800 об./хв., тиск – 3–8 МПа). Одним із поширених видів деталей тертя, що експлуатуються у зазначених умовах, є підшипники ковзання високошвидкісних машин поліграфічної техніки, зокрема, ротаційних апаратів типу KBA “Rapida-105”, деталей вузлів тертя газоперекачувальних станцій, компресорів магістральних газогонів та інше.

Створення нових композиційних підшипникових матеріалів для важких умов експлуатації [36, 37, 43] з широким використанням як основи для них утилізованих та регенерованих шліфувальних входів алюмінієвих, штампових та інструментальних сталей переконливо довело наявність стабільно високих триботехнічних властивостей цих композитів [44].

Відомості про технологічні засади виготовлення та прецизійної механічної обробки нових композитних підшипників детально наведені у роботах [60]. Цими дослідженнями було доведено, що на строки служби підшипників ковзання з нових композитів впливають показники якості поверхонь оброблення, а саме: параметри шорсткості поверхонь

R_a та властивості поверхневого шару, з якого абразивним інструментом здійснюється зрізання тонких стружок. З цієї точки зору висувались задачі досягнення характеристик мінімальної шорсткості R_a поверхонь оброблення, яка є передумовою високих функціональних властивостей підшипників. З цією метою були створені технологічні процеси, де фінішна абразивна обробка здійснювалась із застосуванням методів тонкого абразивного та алмазного шліфування, а також методів магнітно-абразивного оброблення [59].

Високі техніко-економічні показники застосування у промисловості найсучасніших шліфувальних інструментів з синтетичних надтвердих матеріалів (алмаз синтетичний, кубоніт, ельбор, боразон [58–60]) обумовили необхідність всебічного дослідження питань забезпечення вимог якості поверхонь деталей тертя друкерських машин з метою безперервного зростання їх параметрів надійності і насамперед таких показників, як коефіцієнт готовності машин, довговічність, напрацювання на одне руйнування, ремонтоздатність. Зазначимо, що саме нові композиційні матеріали деталей тертя для друкерської техніки, які створені для суттєвого підвищення параметрів зносостійкості, є складно легированими сплавами [59, 60]. Вони містять у своєму складі такі елементи, як вольфрам, ванадій, титан, кобальт, ніобій, нікель та цирконій. Що свідчать про їх важку оброблюваність механічними методами.

В останні роки було проведено всебічні дослідження надтонких процесів алмазно-абразивного оброблення деталей тертя, що виготовлені з новітніх композитних сплавів [61–63] і які мали на меті отримання науково обґрунтованих рекомендацій для промисловості з вибору типів інструментів та режимів різання, що забезпечують необхідні параметри шорсткості поверхонь деталей.

На жаль, усі ці дослідження виконувались з урахуванням дії комплексу факторів у статиці і не враховували специфіки дії динаміки процесу різання матеріалів. Адже відомо, що, наприклад, технологічний процес шліфування відбувається зі швидкостями обертання круга 20–50 м/с, ці значення швидкостей на порядок перевищують швидкості динамічних випробовувань на міцність ($\approx 1,0$ – $1,5$ м/с) металевих матеріалів [65]. Це суттєво впливає на розуміння фізичної сутності складних явищ, які відбуваються у поверхневих шарах деталей і які формують фінісні значення параметрів поверхонь деталей пар тертя.

Зазначимо, що при динамічному навантаженні, яким є процеси тонкого шліфування, процес зрізання тонких стружок відбувається зі значним збільшенням дії силового та температурного полів [66], зростанням пластичного деформування насамперед внаслідок ускладнення оброблення високолегованих композитних матеріалів, до складу лігатур яких входять

вольфрам, ванадій, молібден, цезій, нікель, цирконій [36, 37, 43] і різкого збільшення тертя ріжучих зерен шліфувального круга, що наносять динамічні удари з великими швидкостями по мікрооб'єму металу, що зрізується з поверхневого шару деталі. Крім того, необхідно брати до уваги те, що у процесі зрізання стружок лише близько 10 % робочих зерен інструменту бере участь безпосередньо у роботі, а 90 % – рухається по вже прорізанім у поверхні деталі канавкам, збільшуючи кількість тепла, що утворюється у зоні оброблення, від тертя поверхонь не працюючих зерен по металу [66]. При збільшенні швидкостей шліфування цей динамічний показник теплоутворення різко зростає. Важливим (для дослідження динамічних процесів формування температурного поля) є також і те, що при мінімальних глибинах різання ($t \approx 1\text{--}2$ мкм) збільшується частка зерен, які не зрізують поверхневий шар металу, а виконують роботу вигладжування і, таким чином, збільшуючи фактори тертя і, в свою чергу, обумовлюють суттєве зростання температур у швидкоплинних динамічних процесах взаємодії ріжучого зерна і поверхні оброблення композитної деталі.

Метою виконання теоретичних досліджень утворення у зоні зрізання стружки поодиноким шліфуванням зерном температурного поля, що утворюється на ріжучому лезі абразивного зерна при його динамічному ударі по поверхні композитної деталі тертя друкерських машин, які виготовлені для умов експлуатації в екстремальних умовах навантаження з новітніх високолегованих зносостійких композиційних сплавів [36, 37, 43], синтезованих зі шламових відходів інструментального виробництва з домішками твердого мастила CaF_2 , було створення максимально точної моделі для розрахунків [65].

Підвищення температури поверхневого шару поверхні деталі при шліфуванні, що оброблюється, відбувається за рахунок дії сили тертя ковзання шліфувального зерна [64]. Джерело теплоти завдовжки L_2 , переміщується, для достатньо широких діапазонів варіювання технологічними режимами, і належить до швидкоплинних теплових джерел, для яких критерій Пекле становить $Pe > 10$, визначеного залежністю [64].

$$Pe = (SL_2)/a,$$

де Pe – критерій Пекле;

S – швидкість переміщення поверхні оброблення (подача) в зоні контактування зерен з поверхнею оброблення;

a – коефіцієнт температуропровідності.

Подальше дослідження теплового впливу ґрунтується на умові незмінності коефіцієнта тертя ковзання f всією довжиною контакту L_2 з поверхнею оброблення, а розподілення інтенсивності теплового потоку

Φ_{mi} відповідає розподіленню сил тертя ковзання у межах контакту L_2 . Крім того, враховувались зміни теплового впливу на поверхню, викликані змінною напрямку взаємного переміщення (попутне чи зустрічне переміщення поверхні відносно напрямку обертання круга), коли функції розподілення теплового потоку є симетричними відносно прямої $x = L_2$ (рис. 2.4).

Застосовуючи отриману у роботі [3] залежність

$$P_n = k_0 \left(1 - \frac{L_1}{L_2} \right)^5 \left(1 + \frac{L_1}{L_2} \right)^5 P_{n_{\max}},$$

($P_{n_{\max}}$ – максимальне значення нормальної складової результуючого зусилля; $k_0 = 1,869186$), підставимо функції розподілення сил тертя всією зоною контактування:

– попутне шліфування

$$\sigma_{x_1} = (L_1) = k_0 \sigma_{x_0} \left[\left(1 - \frac{L_1}{L_2} \right) - \left(1 - \frac{L_1}{L_2} \right)^5 \right]; \quad (2.41)$$

– зустрічне шліфування

$$\sigma_{x_1} = (L_1) = k_0 \sigma_{x_0} \left[\left(1 - \frac{L_1}{L_2} \right) - \left(1 - \frac{L_1}{L_2} \right)^5 \right]; \quad (2.42)$$

де $\sigma_{x_{1(2)}}$ – питома сила тертя (дія сили на одиницю площі контакту між робочими зернами та поверхнею обробки);

σ_{x_0} – найближче питоме зусилля.

Загальна сила тертя FTP на площині контактування ($B \cdot L_2$) визначається наступною залежністю

$$F_{TP} = A L_2 k_0 \sigma_{x_0} \int_0^{b_2} \left[\frac{L_1}{L_2} - \left(\frac{L_1}{L_2} \right)^5 \right] dL_1 = \frac{1}{3} A L_2 k_0 \sigma_{x_0} \cdot$$

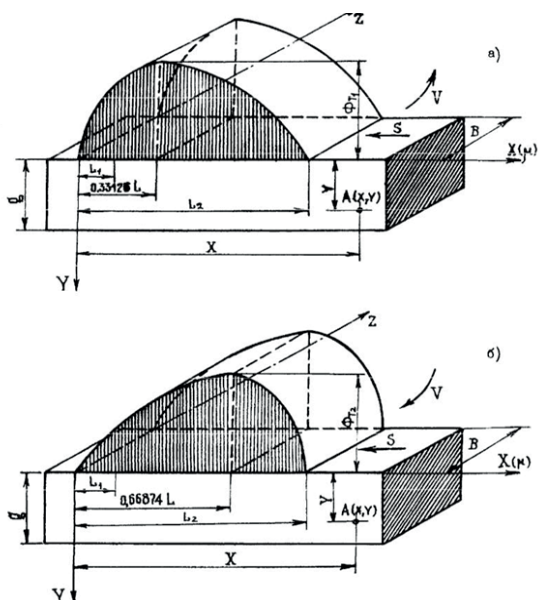


Рисунок 2.4. Розподілення площиною контактування інтенсивності теплового потоку, викликаного ковзанням шліфувального зерна ріжучою поверхнею при попутній (а) та зустрічній (б) обробках

Встановлення джерела теплоутворення для розв'язання задачі поширення температурного поля та аналітичне визначення величини температури нагрівання тіла в умовно прийнятій точці $A(x, y)$, що розташована на глибині залягання Y (рис. 1) детально досліджені авторами даної роботи [65].

Результатом проведених теоретичних досліджень слугує узагальнений вираз встановлення температури нагрівання поверхневого шару металу від всіх наявних теплових джерел прийнятим плоским джерелом:

$$T(x, y) = \frac{1}{\nu} [a I(\pi S)]^{0.5} \cdot \sum_{n=-\infty}^{+\infty} \int_0^L \frac{\hat{O}_{0_{1(2)}}(L_1)}{(X - L_1)^{0.5}} \cdot \exp \left[-\frac{S(Y - 2nZ)^2}{4a(X - L_1)} \right] d(L_1). \quad (2.43)$$

Врахування напрямку переміщення прийнятого джерела (зустрічне і попутне шліфування) дало змогу отримати розрахункові залежності для встановлення значення поширеної в матеріалі теплоти.

$$T = \frac{4,781084}{\nu(\pi S)} \cdot \frac{P_K(V_e - S)}{BL_2} \quad (2.44)$$

$$T = \frac{4,318308}{\nu(\pi S)} \cdot \frac{P_K(V_e + S)}{BL_2} \quad (2.45)$$

Результатом проведення ряду експериментальних досліджень і замірів теплового поля у процесі динамічного механічного контактування зерна з поверхнею оброблення композитного зразка 7ХГ2ВМФ+5%СаF₂ на глибині, наприклад, $Y = 3 \cdot 10^{-4}$ м температура нагрівання становила $T_{2exp} = 101$ °C [63].

Особливості процесу тонкого шліфування, що розглядається, полягає, як вказується вище, у послідовному суміщенні теплового і динамічного впливів на поверхню оброблення. В свою чергу, динамічне контактування, з точки зору специфічних особливостей процесу, слід виділити в окремі підгрупи, що характеризують взаємодію окремих зерен з поверхнею обробки: силовий вплив зерна [179], динамічний, тиск викликаний потужними властивостями зв'язки круга та удару, сформованого дією зерна круга, динамічна взаємодія жорсткого шліфувального зерна.

Тиск, що впливає на поверхню металу, викликаний дією особливостей зв'язки та тертя зерен по поверхні композиту.

Згідно з дослідженнями, проведеними рядом вчених [65], динамічний тиск контакту становитиме $P_{e/6} = 1,15 \cdot 10^{-8}$ Па, величина якого фактично суттєво не впливатиме на фізико-механічні зміни у поверхневих шарах металу, і тому в наступних дослідженнях впливом даної зовнішньої сили нехтуємо.

Таким чином, превалюючими впливовими силовими факторами дії на поверхню абразивного оброблення композитних деталей є динамічна взаємодія ріжучих зерен інструменту, яке здійснюється внаслідок лише механічного контактування робочих зерен інструменту і займає провідне місце якісного формування поверхні основного металу виробу.

З метою узагальнення явищ контактної взаємодії з поверхнею встановлено ряд спільних закономірностей, що дало змогу в наступному розглядати їх як робочий елемент, здатний у процесі динамічної взаємодії сприяти виникненню у поверхневих шарах металу пружно-пластичних деформацій.

Процес динамічної контактної взаємодії робочих абразивних зерен шліфувального інструменту з композитною поверхнею оброблення деталі та виникаючі внаслідок цього пружно-пластичні деформації у поверхневому шарі матеріалу, отримані авторами даної роботи, збігаються з результатами раніше опублікованих праць [38 45], що були результатами досліджень простих вуглецевих сталей, наприклад, сталі 45. Це додатково свідчить про об'єктивність та коректність отриманих висновків і положень.

Для подальшого прийняття викладеного матеріалу доцільно навести окремі прийняті визначення та акцентувати увагу на деяких результатах проведених досліджень.

Узагальнене прийняття для попередніх досліджень контактуючого ріжучого зерна та встановлені геометричні параметри (зокрема, радіуса R_{11} та R_{21}) наведено на рис. 2.5. Зазначимо, що в загальному вигляді (включно з елементами динамічного удару) процес деформування композитної поверхні досить реально відображено на рис. 2.5, де наведено схему дії сили при навантаженнях кожного поодинокого шліфувального зерна у елементі робочого круга (рис. 2.5a) та ударного деформування поверхні, наприклад, кулькою (рис. 2.5б).

Встановлено, що доударна кінетична енергія індентора витрачається на пружно-пластичну деформацію поверхні обробки та на пружне деформування контактуючого робочого елемента. Згідно з таким твердженням, для встановлення величини максимальної контактної сили доцільно застосувати метод простих інтеграцій, представляючи вираз трансцендентно.

$$P_{N_{\max}} = \frac{0,5 m V_{\text{нд}}^2 - 0,5 \lambda_i^4 \cdot (P_{N_{\max}}^2 - N_s^2) - 0,5 \lambda_i^4 \cdot C_1 (P_{N_{\max}} - N_s)}{0,5 k_1 P_{N_{\max}}^{1/3} \cdot (C_1 + 0,8)}.$$

Контактне деформування пружно-пластичної поверхні одиничним зерном супроводжується утворенням залишкових пластичних відбитків, форми яких у загальному випадку являють собою еліпси. Геометричні параметри залишкових лунок дають змогу встановлювати окремі характерні особливості поверхневого деформування та формозмінення шару основного матеріалу виробу внаслідок динамічного контактування різними за формою зернами.

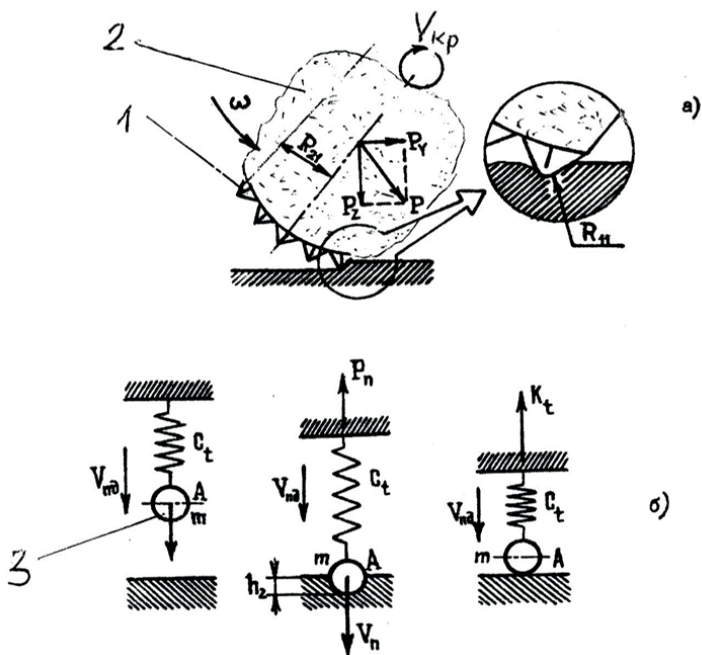


Рисунок 2.5. Схема контактної динамічної взаємодії ріжучого шліфувального зерна з елементом композитної поверхні деталі: 1 – ріжуче зерно інструменту; 2 – елемент шліфувального круга; 3 – сталеву кульку при динамічному навантаженні; V_{kr} – швидкість шліфувального круга; V_{ng} – швидкість падіння кульки при динамічному навантаженні; R_{11} – радіус при вершині шліфувального зерна; R_{12} – радіус поодинокого зерна; h_2 – глибини занурення кульки; A – діаметр кульки; m – маса кульки.

Розміри півосей залишкового на поверхні відбитку (еліпсу) встановлення згідно з наступними залежностями:

$$\left. \begin{aligned} a_1 &= \left[(h_{2_{max}} + h_{\epsilon}) \cdot 0,5 A^{-1} - h_{\epsilon}^2 \right]^{0,5}; \\ b_1 &= \left[(h_{2_{max}} + h_{\epsilon}) \cdot 0,5 B^{-1} - h_{\epsilon}^2 \right]^{0,5}; \end{aligned} \right\} \quad (2.47)$$

де A і B – геометричні параметри робочої контактної поверхні одиничного індентора, значення яких визначаються залежно від його виду (рис. 2.5)

$$\left. \begin{aligned} A &= 0,5 R_{11} \\ B &= 0,5 R_{21} \end{aligned} \right\}$$

Аналітичне визначення величини P шляхом апроксимування функції параболічного виду в інтервалі $P_{N \max} = (10^2 \dots 5,5 \times 10^3)$ показало, що відносна середньоквадратична похибка становить 9,6 %.

Наведені теоретичні дослідження та узагальнення слугують підґрунтям для аналітичного встановлення реального принципового впливу локального рухомого температурного джерела процесу оброблення та контактної взаємодії інструменту з поверхнею і розробки математичної моделі механізму усього процесу обробки та якісного формування поверхневого шару основного металу.

Особливості контактування взаємодії робочих зерен інструменту з поверхнею, шлях їх переміщення та період взаємодії допомагає реально передбачувати температуру нагрівання металу та її поширення у матеріалі у вигляді теплових потоків, викликаних як впливом дії пластичного деформування, так і внаслідок лише механічного контакту. В свою чергу, чітко встановлений механізм температурного поширення дає змогу реально оцінювати процес змін у мікроструктурі поверхневого шару оброблення і заздалегідь, враховуючи специфіку процесу, встановлювати технологічні процеси оброблення.

Узагальнюючи результати наведених теоретичних досліджень та їх порівняння з уже виконаними раніше результатами експериментів, доцільно зробити такі основні висновки:

1. Розроблена методика дає змогу з високою ймовірністю прогнозувати очікувані температурні параметри поля у зоні динамічного оброблення поверхонь композитних деталей тертя шліфувальними зернами широкого кола інструментів для усього спектра створених зносостійких матеріалів.

2. У подальшому є доцільним дослідження температурного поля з урахуванням коефіцієнтів тертя за новими композитами різних абразивних матеріалів – карбиду кремнію зеленого, монокорунду, електрокорунду білого, алмазу синтетичного, кубоніту та ельбору.

2.1.8. Залишкові напруження поверхневих шарів при тонкому абразивному шліфуванні композитних підшипників ковзання

У підрозділі 2.1.5 наведені теоретичні напрацювання розрахунку залишкових напружень у поверхневих шарах деталей тертя, які виготовленні з нових високолегованих композиційних сплавів. Зокрема, ці математичні розрахунки врахували дію окремих значущих факторів у шліфуванні, а саме, сил різання, дію температурних параметрів (через

властивості сплавів та їх механічних характеристик – межа плинності, відносно лінійне розширення, модуль пружності, коефіцієнт Пуассона, фазові перетворення тощо). Особливо слід звернути увагу на поверхню під впливом оброблення миттєвого навантаження від удару абразивних зерен, які переміщуються у робочій зоні оброблення з дуже важливими швидкостями (20...50 м/с).

Створений механізм аналізу формування залишкових напружень вимагав щільної експериментальної перевірки, що й було виконано [62, 64].

Згідно із сучасним уявленням формування залишкових напружень у поверхневому шарі деталей під час механічної обробки взаємодіють два протилежних фактори – силовий і тепловий вплив інструмента на виріб.

Пластична деформація від нормальних сил різання веде до зміцнення поверхневого шару й появи стискуючих напружень, а високі температури у зоні різання викликають локальні термопластичні деформації і, відповідно, появу залишкових напружень розтягування.

Залишкові напруження, що виникають під час абразивної обробки деталей, які виготовлені з композитних сплавів, зокрема на основі заліза, нікелю, відходів інструментального виробництва суттєво впливають на глибину залягання наклепу і, отже, на параметри інтенсивності зношування поверхні.

Розрахунок рівня залишкових напружень виконувався згідно з методикою, наведеною вище. Значення силових і температурних параметрів обробки (P_x , P_y , P_z , T) стосовно конкретних режимів оброблення встановлювались із сукупності експериментальних значень, отриманих під час вивчення закономірностей утворення наклепу матеріалів.

Під час тонкого шліфування дрібнозернистими кругами відбувається зниження температур у зоні контакту абразивного зерна з поверхнею оброблення до 100...200 °C і превалююче значення має силова дія шліфувального круга. У результаті в поверхневому шарі сплаву мають формуватися залишкові напруження стиску. Саме це підтвердили виконані експериментальні дослідження залишкових напружень.

На рис. 2.6 зображено розподіл залишкових напружень за глибиною поверхневого шару. Глибина залягання максимальних напружень розтягу не перевищує 5...8 мкм.

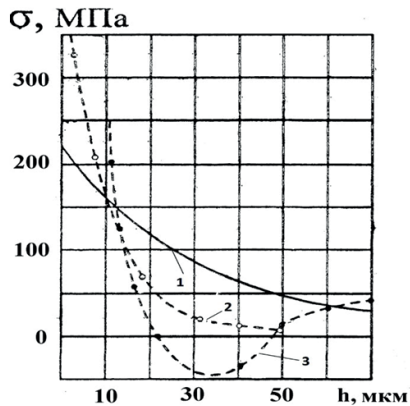


Рисунок 2.6. Вплив зернистості абразивних кругів з карбіду кремнію зеленого (63С) та матеріалу зв'язки абразиву – керамічної (К), гліфталевої (Гл) на розподіл залишкових напружень поверхневого шару під час тонкого шліфування композиційного сплаву 86Х6НФТ+5 %CaF₂: 1 – круг 6325СМ2К5; 2 – круг 63С6СМ2Гл; 3 – круг 63СМ14СМ2Гл

Варто зазначити, що враховуючи попередньо отримані закономірності формування шорсткості поверхонь, миттєвих контактних температур та складових сил різання у зоні оброблення, значень параметрів наклепу, в результаті яких було доведено, що найкращі параметри обробки забезпечують абразиви на основі карбіду кремнію зеленого, під час дослідження залишкових напружень застосовувались тільки круги на основі карбіду кремнію зеленого (63С) та надтонкі режими різання.

З аналізу графіків, зображених на рис. 2.6, зрозуміло, що на залишкові напруження поверхневого шару суттєво впливають розмір зерна абразиву (зернистість) та матеріал зв'язки круга.

У цілому, у разі зменшення зернистості абразивного інструмента під час тонкого шліфування нових композитних сплавів типу шліф – відходи сталі 86Х6НФТ+5 %CaF₂ утворюються значні за величиною стискуючі напруження, глибина залягання яких сягає позначок 40...45 мкм, тобто силовий фактор стає домінуючим. Водночас чітко простежується зменшення рівня залишкових напружень зі зменшенням зернистості шліфувального інструмента.

Орієнтовний розрахунок залишкових напружень у поверхневому шарі матеріалу шліф – відходи сталі 86Х6НФТ+5 %CaF₂ під час обробки абразивами зернистістю 100 мкм (Т = 600 °С) показав, що максимальне значення напружень розтягу становить 253 МПа, тобто порядок величин напружень розтягу, отриманих експериментально (200 МПа), практично однаковий.

У процесі тонкого абразивного шліфування деталей з нових композитних сплавів абразивами з зернистістю ~100 мкм дія теплового фактору

зменшується і глибина залягання напружень розтягу знижується з 35...40 до 30 мкм. Під час зменшення розміру абразивного зерна до 10...14 мкм у поверхневому шарі утворюються напруження стиску, глибина залягання яких сягає ~10 мкм, тобто силовий фактор стає превалюючим.

Під час обробки абразивами зернистістю 10 мкм значення питомого навантаження на зерно Руз знижується, при цьому робота пластичної деформації одиничного зерна зменшується і знижується величина залишкових напружень стиску (на 25–35 %), а глибина їх залягання зменшується у 2–4 рази порівняно з їх значеннями, отриманими під час обробки кругами з більшим діаметром зерен. Таким чином, мінімальна величина й глибина залягання залишкових напружень стиску можуть бути забезпечені застосуванням більш дрібнозернистих абразивів.

Глибина залягання максимальних значень напружень стиску та їх величина, отримані шляхом розрахунків, добре узгоджується з експериментальними даними, що свідчить про достовірність таких даних.

Дослідження залишкових напружень під час тонкої абразивної обробки деталей з нового композитного сплаву на основі шліфувальних відходів сталі 4ХМНФС+5 %CaF₂ показало, що глибина залягання максимальних значень напружень розтягу не перевищує 5...8 мкм.

Це можна визначити за графіком, який наведено на рис. 2.7.

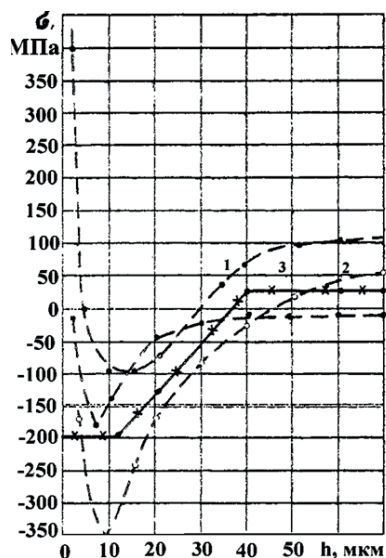


Рисунок 2.7. Розподіл залишкових напружень за глибиною поверхневого шару композитного сплаву 4ХМНФС+5 %CaF₂: 1 – шліфування абразивами 63С10СМ2Гл; 2 – шліфування абразивом 63СМ14СМ2Гл; 3 – розрахункові дані

У цілому зазначимо, що під час наступного зменшення діаметру абразивного зерна (у разі зберігання швидкостей обробки в межах 25...30 м/с) значення складової сили різання P_y зменшується, а робота пластичної деформації одиничного абразивного зерна зменшується, знижується величина залишкових напружень стиску. З цього випливає практичний висновок, що застосування дрібнозернистих абразивів на гліфталевій зв'язці сприяє вирівнюванню значень товщини одиничного зрізу az і також обумовлює зменшення значень максимальних залишкових напружень стиску (приблизно на 25...30 %) та глибини їх залягання порівняно з їх значеннями, отриманими під час обробки досліджуваних матеріалів інструментами з крупними зернами.

Узагальнюючи комплекс виконаних досліджень, необхідно зробити важливі як наукові, так і практичні висновки.

По-перше, залишкові напруження у тонких поверхневих шарах у тонкому абразивному шліфуванні високолегованих композитних матеріалів на основі утилізованих сталевих відходів суттєво залежать від технологічних факторів оброблення. Найбільший вплив на залишкові напруження чинять матеріал зерна абразивного інструмента, його зернистість та вид матеріалу зв'язки шліфувального круга.

По-друге, експериментальні та розрахункові значення залишкових напружень збігаються, що свідчить про достовірність одержаних даних, а це, в свою чергу, дає змогу проектувати технологічні процеси абразивного оброблення деталей тертя, виготовлених з нових композиційних матеріалів, створених для жорстких умов експлуатації з відходів інструментального виробництва. І, нарешті, створено практичні рекомендації для технологів заводів поліграфічного машинобудування, які забезпечують виконання відповідних вимог до поверхонь тертя деталей друкарської техніки. Забезпечення вимог якості до поверхонь оброблення досягається використанням для технологічних процесів тонкого абразивного шліфування абразивних інструментів на основі карбіду кремнію зеленого (63С), дрібнозернистого складу (зернистість 10...20 мкм) та застосування еластичної гліфталевої зв'язки під час формування шліфувальних кругів.

Висновки до розділу 2

1. Для забезпечення високих вимог до якості виробів з нових композитних матеріалів необхідно враховувати, що найкращі показники (з точки зору дії силових факторів процесу абразивної обробки, зокрема, складових сил різання P_z , P_y , P_x) гарантує застосування інструментів на основі карбіду кремнію зеленого (63С) на гліфталевій зв'язці (Гл), які мають зернистість 14–20 мкм.

2. Параметри наклепу поверхневого шару суттєво залежать від матеріалу зерна абразиву, зернистості шліфувального круга та типу зв'язки абразивного інструменту, а також такого технологічного фактору, як застосування для оброблення змащувально-охолоджуючої рідини.

3. Дослідження показали, що суттєво впливають на параметри якості поверхонь абразивного оброблення режими різання. Для практичних цілей отримання стабільних та високих результатів щодо параметрів якості поверхонь оброблення забезпечує використання наступних режимів різання: шліфувальний круг 63СМ14СМ2Гл; швидкість круга – 22 м/с; поздовжня подача – 0,1 мм/подв. хід; ширина шліфування (В) – 10 мм; охолодження – 3% розчин содової емульсії.

3. За встановленими режимами різання можливо ще до початку обробки деталі прогнозувати, які показники якості поверхневого шару будуть отримані після закінчення технологічного процесу.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Створено та детально викладено особливості новітніх високолегованих композиційних матеріалів для деталей тертя сучасних поліграфічних машин. Наведено основні їх фізико-механічні властивості, хімічний склад та надано стислі пояснення впливу різних легуючих елементів на експлуатаційні можливості деталей, які виготовляють із нових сплавів.

2. Детально розглянуто особливості застосування нових композитів та окреслено основні експлуатаційні умови їх використання в загальному машинобудуванні, приладобудуванні та різноманітних за призначенням поліграфічних машинах.

3. Наведено головні характеристики широкого класу антифрикційних композиційних сплавів, синтезованих зі шламових відходів виготовлення деталей з високолегованих шламових відходів виготовлення деталей із високолегованих штампових та інструментальних сталей, кольорових матеріалів з нікелю, міді та алюмінію.

4. З точки зору формування у поверхневих шарах прошліфованих поверхонь деталей параметрів якості мінімізація спотворень вихідних властивостей металу досягається внаслідок дії силового та температурного полів.

5. Найкращі показники параметрів наклепу, а саме мінімальні спотворення II-го роду, мінімальна мікротвердість та ступінь наклепу, а також мінімальна глибина утворення наклепу у шарі поверхні оброблення деталі забезпечують абразивні інструменти з карбіду кремнію зеленого (63С) зернистістю 14–20 мкм на гліфталевій зв'язці.

6. Для забезпечення необхідних умов з якості поверхневого шару (параметри наклепу, шорсткість поверхні оброблення) абразивне шліфування підшипників з нових композиційних матеріалів необхідно виконувати із застосуванням тонких режимів різання, а саме для плоского однопровідного шліфування периферією круга: швидкість круга 22 м/с, швидкість виробу (поздовжня подача) – 2 м/хв., глибина різання – 2 мкм, охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

7. Подальші дослідження процесу тонкого абразивного шліфування нових композитних деталей доцільно спрямувати на всебічне вивчення характеру залишкових напружень у поверхневому шарі оброблення, зокрема, величини напружень, їх знаку (розтягу чи стиску) та глибини

залягання. Це дасть можливість виконати комплексний аналіз властивостей поверхні деталі з урахуванням вимог подальшого підвищення строків служби деталей тертя та друкарських машин в цілому.

8. Згідно з теоретичними розрахунками створено можливість ще до початку обробки деталей (враховуючи деякі режимні параметри технологічного процесу тонкого шліфування поверхонь деталей тертя, наприклад, швидкості круга, глибини різання) передбачити показники якості поверхонь оброблення з комплексною динамічною дією температурних факторів пластичного деформування та силової дії складових сил різання тонких поверхневих шарів деталей.

9. З практичної точки зору наведені аналітичні залежності та розробки дають змогу здійснити попереднє прогнозування якісних характеристик поверхневого шару основного матеріалу оброблювальної деталі відповідно до умов експлуатації пари тертя друкарської машини.

СПИСОК ДЖЕРЕЛ

1. Roik T., Gavrish O., Oliynik V., Vitsiuk Iu. Analysis of the properties of antifriction composites based on aluminum alloy's grinding waste//Eastern-European Journal of Enterprise technologies, Issue 4/12 (94), 2018, Kharkiv, PC TECHNOLOGY CENTER, Ukrainian State University of Railway Transport, Ukraine, ISSN 1729 3774, jet.com.ua.
2. Nathan J. Gordon. Essentials of Polygraph and Polygraph Testing. CRC Press. – 304 p.
3. Kyrychok P. O., Roik T. A., Havrysh A. P., Vitsiuk Yu. Yu. Novitni kompozyt-siini materialy detalei tertia polihrafichnykh mashyn. Kyiv, NTUU KPI, 2015. 428 s.
4. Sviridenok A. I., Myshkin N. K., Kovaleva I. N. Latest developments in tribology. Journal of Friction and Wear. November 2015. Volume 36. Issue 6. Pp. 449–453. URL: <https://doi.org/10.3103/S106836661506015X>.
5. Chi-Hoon Jeon, Yong-Ha Jeong, Jeong-Jin Seo. Material properties of graphene/aluminum metal matrix composites fabricated by friction stir processing. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. June 2014. Volume 15. Issue 6. Pp.1235–1239. URL: <https://doi.org/10.1007/s12541-014-0462-2>.
6. Zhenglin Du, Ming JenTan, Fabrication of Zhenglin Du, Jun Feng Guo. A new Al-Al₂O₃-CNTs composite using friction stir processing (FSP). Materials Science and Engineering. Volume 667, 14 June 2016. Pp. 125–131. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.094>.
7. Saurabh Dixit, Sanjay Kashyap, Satish V. Kailas. Manufacturing of high strength aluminium composites reinforced with nano tungsten particles for electrical application and investigation on in-situ reaction during processing. Journal of Alloys and Compounds. Volume 767. 30 October 2018. Pages 1072–1082. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.07.110>.
8. Kostornov A. G., Fushchich O. I. Sintered antifriction materials. Powder Metallurgy and Metal Ceramics. September. 2007. Volume 46. Issue 9–10. Pp. 503–512. URL: <https://doi.org/10.1007/s11106-007-0078-5>.
9. Bocian M., Jamrozak K., Kulisiewicz M. An identification of nonlinear dissipative properties of constructional materials at dynamical impact loads conditions. Meccanica. 2014. 49(8). Pp. 1955–1965. URL: <https://doi.org/10.1007/s11012-014-9931-z>.
10. Shevchuk Yu. F., Roik T. A., Varchenko V. T. Antifriction composite materials for friction joints of centrifugal equipment. Powder Metallurgy and Metal Ceramics. Springer, New York LLC. July 2007. Volume 46. Issue 7-8. pp. 404–407. <https://doi.org/10.1007/s11106-007-0063-z>.

11. Pickens J. W., Stewart D. L., Stephens R., Daley, J. C., Eds. Assuring the benefits of aluminum recycling: engineering economical environmental solutions to the issues of black dross & salt cake In *Recycling of Metals and Engineering Materials*. The Minerals. Metals Materials Society. 2000. Warrendale. PA. P. 1195.
12. Heiko Stanzick, Wichmann Manfred, Weise Jörg. Process control in aluminium foam production using real-time x-ray radioscopy. *Advanced Engineering Materials* 4(10). 2002. P. 814–823.
13. John Banhart. Aluminium foams for lighter vehicles. *International Journal of vehicle design*. Vol. 37. Number 2–3. 2005. P. 114–125.
14. Muchová L., Eder Peter. End-of-waste Criteria for Aluminium and Aluminium Alloy Scrap. Technical Proposals, Institute for Prospective Technological Studies. Publications Office of the European Union.
15. Композитсінйй підшпныковий матеріал на основі алюмінію: пат. 34407. Україна, опубл. 11.08.08, Бюл.15.
16. Jamrozak K., Roik T., Gavrish O., Vitsiuk Iu. Improved manufacturing performance of a new antifriction composite parts based on copper. Elsevier, *Engineering Failure Analysis*. Volume 91. September 2018. Pp. 225–233, URL: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.04.034>.
17. Konopka K., Roik T. A., Gavrish A. P., Vitsuk Yu.Yu. Effect of CaF₂ surface layers on the friction behavior of copper-based. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. Springer. New York LLC. Volume 51. Number 5–6 2012. PP. 363–367. URL: <https://doi.org/10.1007/s11106-012-9441-2>.
18. Roik T. A., Gavrish A. P., Kyrychok P. A., Vitsiuk Iu. Iu. Effect of secondary structures on the functional properties of high-speed sintered bearings for printing machines. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. Springer. New York LLC. Volume 54. Issue 1 2015. pp. 119–127. URL: <https://doi.org/10.1007/s11106-015-9688-5>.
19. Roik T. A., Gavrysh O. A., Vitsiuk Iu. Iu., Khmiliarchuk O. I. New Copper-Based Composites for Heavy-Loaded Friction. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. Springer, New York LLC. Volume 56, Issue 9–10. 2018. Pp. 516–522. URL: <https://doi.org/10.1007/s11106-018-9924-x>.
20. Wejrzanowski T. Computer program Micrometer. *Material Science*. 2005, No. 23. P. 28–34.
21. Антифрикційний композиційний матеріал на основі сталі: пат. 60520 Україна; опубл. 25. 06. 2011, Бюл. № 12.
22. Антифрикційний композиційний сплав на основі сталі: пат. 25625 Україна; опубл. 10.08.2007, Бюл. № 12.
23. Композиційний підшипниковий матеріал: пат. 60521 Україна; опубл. 25.06.2011, Бюл. № 12.
24. Підшипниковий композиційний матеріал: пат. 41532 Україна; опубл. 25.05.2009, Бюл. № 10.

25. Підшипниковий композиційний матеріал на основі інструментальної сталі: пат. 60522 Україна; опубл. 25.06.2011, Бюл. № 12.
26. Порошковий антифрикційний матеріал на основі швидкорізальної сталі: пат. 30377 Україна; опубл. 25.02.08, Бюл. № 4.
27. Підшипниковий композиційний матеріал: пат. 41532 Україна; опубл. 25.05.2009, Бюл. № 10.
28. Підшипниковий композиційний матеріал на основі сталі: пат. 25627 Україна; опубл. 10.08.07, Бюл. № 12.
29. Порошковий підшипниковий матеріал на основі заліза для підвищених температур: пат. 32854A Україна; опубл. 15.02.2001, Бюл. № 1.
30. Антифрикційний композиційний матеріал на основі нікелю: пат. 31545 Україна; опубл. 10.04.08, Бюл. № 7.
31. Антифрикционный износостойкий сплав на основе никеля: автор. свидетельство 1607423A1 СССР; опубл. 25.04.1989, Бюл. № 7.
32. Порошковий високотемпературний антифрикційний матеріал на основі нікелю: пат. 29845 Україна; опубл. 25.01.08, Бюл. № 2.
33. Антифрикційний композиційний матеріал: пат. 40139 Україна; опубл. 25.03.2009, Бюл. № 6.
34. Підшипниковий композиційний матеріал: пат. 41532 Україна; опубл. 25.05.2009, Бюл. № 10.
35. Антифрикційний матеріал на основі алюмінію: пат. 26862 Україна; опубл. 10.10.07, Бюл. № 16.
36. Композиційний підшипниковий матеріал на основі алюмінію: пат. 34407 Україна; опубл. 11.08.08, Бюл. № 15.
37. Порошковий високотемпературний антифрикційний матеріал на основі нікелю: пат. 29845 Україна; опубл. 25.01.08, Бюл. № 2.
38. Сплав на основі алюмінію: пат. 8251 Україна; опубл. 29.03.1996, Бюл. № 1.
39. Jin Zhou Zhang. Research of Composite Material Properties Based on Waste Glass and Scrap Aluminum. *Advanced Materials Research*. Volumes 468, 2012. Pp. 2868–2871.
40. Kumar Shivendra, Mathieux Fabrice, Onwubolu1 Godfrey, Chandra Vineet. A novel powder metallurgy-based method for the recycling of aluminum adapted to a small island developing state in the Pacific // *International Journal of Environmentally Conscious Design & Manufacturing*. 2007. Pp. 1–22.
41. Kaloshkin S. D., Tcherdyntsev V. V., Laptev A. I. Structure and mechanical properties of mechanically alloyed Al/Al-Cu-Fe composites. *Journal of Materials Science*. Volume 39. Issue 16–17. August, 2004. Pp. 5399–5402. <https://doi.org/10.1023/B:JMSC.0000039253.28721.3f>

42. Venkata, Siva S. B. Tribological Studies of Al-based Composite. Developed from a Waste Material. 3-rd International Conference on Mechanical, Automotive and Materials Engineering (ICMAME'2013). April 29-30. 2013. Singapore. 10 p.

43. Зносостійкий матеріал на основі алюмінієвого сплаву: пат. 75523 Україна ; опубл. 10.12.2012, Бюл. № 23.

44. Гавриш А.П., Шевчук А.В., Роїк Т.А., Ковальов В.А., Віцюк Ю.Ю. Вплив абразивного інструменту на шорсткість поверхонь композитних підшипників поліграфічної техніки при тонкому шліфуванні. *Технологія і техніка друкарства*. 2012. №3 (37). С. 119–127.

45. Гавриш А.П., Киричок П.О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю. Силове поле при тонкому абразивному шліфуванні деталей тертя з нових композиційних сплавів для друкарської техніки. *Прогрессивные технологии и системы машиностроения: междунар. сб. науч. трудов*. Донецк: ДонНТУ, 2013. Вып. 1, 2 (45). С. 35–41.

46. Гавриш А.П., Киричок П. О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю. Дослідження температур при тонкому абразивному шліфуванні деталей з композитів на основі відходів інструментальних сталей. *Вісник Тернопільського технічного університету*. 2013. №1 (69). С.125–130.

47. Гавриш А.П., Киричок П.О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю. Аналіз параметрів якості поверхонь підшипників ковзання з композиційних сплавів для друкарських машин при абразивному шліфуванні. *Наукові Вісники НТУУ «КПІ»*, 2013. № 1. С. 63–67.

48. Гавриш А.П., Киричок П.О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю., Шевчук А.В. Формування залишкових напружень поверхневих шарів тертя композитних підшипників поліграфічних машин при тонкому абразивному шліфуванні. *Технологія і техніка друкарства*. 2013. № 1.С. 64–75.

49. Гавриш А.П., Киричок П.О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю., Шевчук А.В. Експериментальне дослідження залишкових напружень поверхневих шарів при тонкому абразивному шліфуванні композитних підшипників ковзання поліграфічних машин. *Технологія і техніка друкарства*. 2013. №2. С. 58–64.

50. Спосіб тонкої абразивної обробки циліндричних отворів деталей обертання з високолегованих композитів: пат. 81849 Україна. № U201301417; заявл. 06.02.2013; опубл.10.07.2013, Бюл. № 13.

51. Спосіб фінішної прецизійної оздоблювальної обробки отворів деталей обертання з високолегованих композитів: пат. 77356 Україна. № U201209373; заявл. 31.07.2012; опубл. 11.02.2013, Бюл. № 3.

52. Гавриш А.П., Киричок П.О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю. Вплив складу інструменту і режимів тонкого алмазного шліфування на шорсткість

поверхонь композитних підшипників ковзання поліграфічних машин. *Наукові Віснi НТУУ «КПІ»*. 2013. № 5. С. 80–86.

53. Гавриш А.П., Киричок П.О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю. Силоне поле при тонкому алмазному шліфуванні деталей тертя з нових композиційних сплавів для друкарської техніки. *Наукові Віснi НТУУ «КПІ»*. №6. 2013. С. 55–59.

54. Гавриш А.П., Роїк Т.А., Киричок П.О., Віцюк Ю.Ю. Миттєві контактні температури при тонкому алмазному шліфуванні деталей з композитних матеріалів на основі відходів інструментальних сталей. *Наукові Віснi НТУУ «КПІ»*. 2014. № 1. С. 54–57.

55. Гавриш А.П., Киричок П.О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю. Вплив складу інструменту і режимів тонкого алмазного шліфування на шорсткість поверхонь композитних підшипників ковзання поліграфічних машин. *Наукові Віснi НТУУ «КПІ»*. 2013. №5. С. 80–86.

56. Спосіб оздоблювально-викінчувального оброблення отворів підшипників ковзання з високолегованих композитних сплавів для друкарських машин: пат. 87131 Україна. № U201308998; заяв. 17.07.2013; опубл. 27.01.2014, Бюл. №2.

57. Гавриш А.П., Роїк Т.А., Киричок П.О., Віцюк Ю.Ю. Шорсткість поверхонь композитних підшипників ковзання високошвидкісної поліграфічної техніки при тонкому кубонітовому шліфуванні. *Наукові Віснi НТУУ «КПІ»*. 2014. № 2. С. 27–34.

58. Гавриш О.А., Гавриш О.А., Гавриш А.П., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю. Аналіз температурного поля при тонкому кубонітовому шліфуванні деталей з високолегованих композитів для жорстких умов експлуатації. *Вісник Житомирського Державного технологічного університету*. 2013. № 4 (67). С.12–16.

59. Гавриш О.А., Гавриш А.П., Киричок П.О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю. Силоне поле при тонкому кубонітовому шліфуванні деталей тертя з нових композиційних сплавів для поліграфічної техніки. *Процеси механічної обробки в машинобудуванні*. Житомир: Вид. ЖДТУ. 2012. № 13. С. 53–64.

60. Гавриш А., Роїк Т., Киричок П., Віцюк Ю., Олійник В. Аналіз параметрі наклепу поверхонь деталей тертя високошвидкісних машин при тонкому кубонітовому шліфуванні. *Вісник Тернопільського технічного університету*. 2014. № 1 (73). С. 118–127.

61. Спосіб абразивного оброблення циліндричних поверхонь зносостійких деталей обертання з композиційних сплавів на основі алюмінію для поліграфічних машин: пат. 9325 Україна; опубл. 25.09.2014, Бюл. №18.

62. Спосіб обробки отворів підшипників ковзання з високолегованих композитів для поліграфічних машин: пат. 91221 Україна. № u2014 00776; опубл. 25.06.2014, Бюл. №12.

63. Гавриш А.П., Роїк Т.А., Киричок П.О., Гавриш О.А., Віцюк Ю.Ю. Вплив складу інструменту і режимів тонкого ельборового шліфування на шорсткість поверхонь композитних підшипників ковзання поліграфічних машин. *Процеси механічної обробки в машинобудуванні*: зб. наук. праць. Житомир: ЖДТУ. 2013. Вип. 14. С. 16–32.

64. Гавриш А.П., Киричок П.О., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю., Гавриш Ю.О. Аналіз температур при тонкому ельборовому шліфуванні деталей з композитів на основі відходів інструментальних сталей. *Прогрессивные технологии и системы машиностроения*: междунар. сб. науч. трудов. Донецк: ДонНТУ, 2014. Вип. 1 (47). С. 85–90.

65. Гавриш А.П., Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю., Гавриш Ю. О. Параметри якості поверхонь деталей тертя зі зносостійких композитів для друкарських машин при ельборовому шліфуванні. *Вісник Хмельницького національного університету*. Технічні науки. Хмельницький: ХНУ. 2013., № 6. С. 1419.

66. Спосіб прецизійного оброблення поверхонь отворів деталей тертя з композитних сплавів на основі алюмінію: пат. 91220 Україна. № u2014 00775; опубл. 25.06.2014, Бюл. №12.