



МІНІСТЕРСТВО
ОСВІТИ І НАУКИ
УКРАЇНИ



ЛУЦЬКИЙ
НАЦІОНАЛЬНИЙ
ТЕХНІЧНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ



TERMM - 2023

IX Міжнародна науково-практична конференція
«Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях
матеріалознавство та машинобудування»

IX International scientific and practical conference
«Theoretical and Experimental Research in Materials Science
and Mechanical Engineering»

МАТЕРІАЛИ КОНФЕРЕНЦІЇ
(ТЕЗИ)



TERMM



МІНІСТЕРСТВО
ОСВІТИ І НАУКИ
УКРАЇНИ



ЛУЦЬКИЙ
НАЦІОНАЛЬНИЙ
ТЕХНІЧНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ



TERM-2023

**IX Міжнародна науково–практична конференція
«Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях
матеріалознавства та машинобудування»**

**IX International scientific and practical conference
«Theoretical and Experimental Research in Materials Science and Mechanical Engineering»**

МАТЕРІАЛИ КОНФЕРЕНЦІЇ (ТЕЗИ)

30 травня – 1 червня 2023 року

м.Луцьк

Сайт конференції

<https://termm.lntu.edu.ua>

Луцьк
Вежа-Друк
2023

УДК 626:762, 004:339
М 34

Рекомендовано до друку Вченою радою Луцького національного технічного
університету (протокол № 12 від 30.06. 2023 р.).

Редакційна колегія

В. Д. Рудь (відповідальний редактор, ЛНТУ),
М. Д. Мельничук (ЛНТУ),
С. П. Шимчук (ЛНТУ),
О. Д. Клименко (ЛНТУ),
Л. М. Самчук (відповідальний секретар, (ЛІНТУУ)),
Ю. С. Повстяна (ЛНТУ),
С. В. Мисковець (ЛНТУ),
Т. О. Прихна, (ІНМ НАНУ),
Г. А. Баглюк (ІІМ НАНУ),
Ю. Ю. Жигуц (УжНУ).

Матеріали (тези)

М 34 IX Міжнародна науково–практична конференція «Теоретичні і експериментальні
дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»
IX International scientific and practical conference «Theoretical and Experimental Research
in Materials Science and Mechanical Engineering» - Луцьк,: Вежа-Друк – 2023. – 220 с.

ISBN 978-966-940-485-5

В збірнику містяться тези за напрямками роботи конференції:

Передові матеріали для промислового застосування; Моделювання та числова оптимізація особливостей структури, властивостей та поведінки матеріалів при їх обробці; Моделювання матеріалів, імітація та оптимізація; Проблеми механіки пластичності та руйнування матеріалів; Мікромеханіка, ефективні властивості матеріалів; Машинобудування та технологія автоматизації в машинобудуванні; Зелена енергетика, біо- та медичні матеріали; Перколяційні та фрактальні аспекти сучасного матеріалознавства; Розумне виробництво та промисловість – Індустрія 4/5.

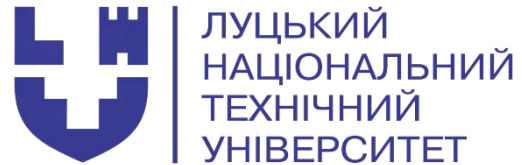
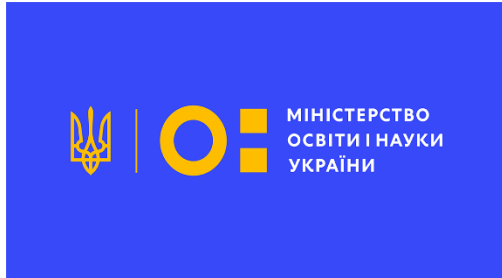
Відповідальність за точність наведених фактів, цитат та ін., лягає на авторів надрукованих матеріалів. Друкується в авторській редакції.

УДК 626:762, 004:339

ISBN 978-966-940-485-5

© TERMM-2023, 2023

СПІВОРГАНІЗАТОРИ



LUNDS
UNIVERSITET



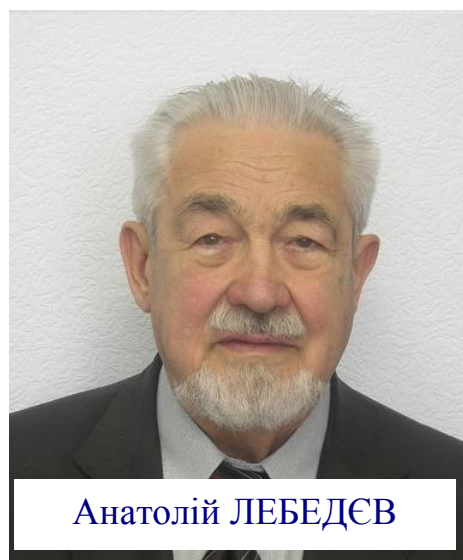
ІСТОРІЯ КОНФЕРЕНЦІЇ

Конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування» розпочала свою історію в 2007 році. І з того часу, через рік, наприкінці травня в стінах Луцького національного технічного університету відбувається потужний обмін науковим та науково-практичним досвідом в області матеріалознавства, прикладної механіки та галузевого машинобудування. Конференція має статус МІЖНАРОДНОЇ та в поточному році відбувається вдев'яте.

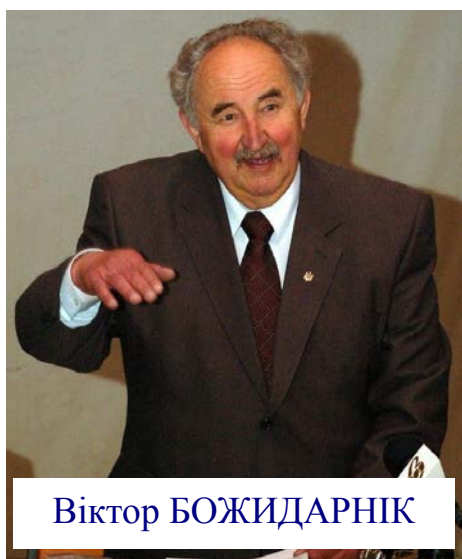
Ініціаторами проведення конференції у зазначеному форматі виступили: Валерій Володимирович Скороход, Анатолій Олексійович Лебедев, Віктор Володимирович Божидарнік.



Валерій СКОРОХОД



Анатолій ЛЕБЕДЕВ



Віктор БОЖИДАРНІК

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»



I – VII конференції відбувалися на території національного парку України «Шацькі озера» в мальовничому куточку Волині на озері «Світязь»



TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»



ТЕМАТИЧНІ НАПРЯМКИ РОБОТИ КОНФЕРЕНЦІЇ

- Передові матеріали для промислового застосування;
- Моделювання та числова оптимізація особливостей структури, властивостей та поведінки матеріалів при їх обробці;
- Моделювання матеріалів, імітація та оптимізація;
- Проблеми механіки пластичності та руйнування матеріалів;
- Мікромеханіка, ефективні властивості матеріалів;
- Машинобудування та технологія автоматизації в машинобудуванні;
- Зелена енергетика, біо- та медичні матеріали;
- Перколяційні та фрактальні аспекти сучасного матеріалознавства;
- Розумне виробництво та промисловість – Індустрія 4/5

ЦЕРЕМОНІЯ ВІДКРИТТЯ КОНФЕРЕНЦІЇ



TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

Про актуальність конференції та важливість її проведення, особливо враховуючи перспективи повоєнної розбудови України, наголосив голова оргкомітету наукового заходу, професор ЛНТУ **Віктор Рудь**. Він привітав учасників конференції, представив її основних спікерів та гостей і побажав плідної роботи, що сприятиме подальшому розвитку нашої країни.



Із вітальним словом виступила ректор ЛНТУ **Ірина Вахович**, відзначаючи, що стратегія розвитку України повинна бути побудована на засадах інноваційності, тож питання теоретичних та експериментальних досліджень сьогодні надзвичайно важливі та актуальні.

«Ми сьогодні готуємося до післявоєнної відбудови України. Якщо ми не зробимо ті кроки, які не робили й до війни щодо інновацій та конкурентоспроможності, то матимемо той же результат - ми не будемо мати розвинутої економіки. Головне наше завдання - сформувати правильну стратегію розвитку та відбудови нашої країни, вона має ґрунтуватися на інноваційних засадах, а це - теоретичні та експериментальні дослідження. Матеріалознавство та машинобудування є визначальними осередками. Ми повинні розвивати науку, робити дослідження та розбудовувати нашу країну. Тому бажаю успіхів, плідної роботи, цікавих доповідей і дискусій, щоби конференція мала ґрунтовні висновки і гарні результати», - зауважила ректор.

Віктор Рудь зачитав привітання від співорганізатора заходу, голови Західного наукового центру, д.т.н., професора, академіка НАН України **Зіновія Назарчука**.

Учасникам

**IX Міжнародної науково-практичної конференції
«Теоретичні і експериментальні дослідження в
сучасних технологіях матеріалознавства та
машинобудування»**

(Луцьк, 29 травня – 1 червня 2023 року)

Шановні колеги!

Щиро вітаю вас з початком роботи IX Міжнародної науково-практичної конференції «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування».

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

Принагідно вітаю вас з професійним святом наукових працівників – Днем науки, яке ми відзначали тиждень тому. Започатковане Указом Президента України ще у далекому 1997 році «...на підтримку ініціативи відомих вчених, наукових установ, а також професійних спілок України...», це свято акцентує увагу суспільства на велике значення науки для соціально-економічного розвитку нашої країни, рівень якого суттєво залежить, зокрема, і від рівня наукоємності виробництва та питомої частки витрат на наукові дослідження і розробки у валовому внутрішньому продукті.

Тематика нашої конференції завжди була актуальною, а сьогодні є особливо актуальною, зважаючи на умови повномасштабної війни в нашій країні з російським агресором і руйнування, якими вона супроводжується. Тому наукові напрацювання, які ви представите у своїх доповідях і ті, які ви плануєте отримувати, мають бути спрямовані на майбутнє післявоєнне відновлення економіки України на нових технологічних і технічних рішеннях та підвищення її обороноздатності. Відрадно, що для досягнення цієї мети об'єднують зусилля не тільки науковці українських установ різного відомчого підпорядкування, але і наші зарубіжні партнери – це ми бачимо із широкого переліку співорганізаторів конференції.

Ми зобов'язані показати суспільству, що наука в Україні має значний потенціал і здатна активно сприяти країні у її успішній відбудові і здійсненні економічного прориву у розвитку.

Бажаю всім мирного неба, міцного здоров'я, результативної творчої праці, вагомих наукових здобутків на благо нашої рідної й вільної України!

Слава Україні!

З повагою,

член Президії НАН України,
голова Західного наукового центру
НАН України і МОН України,
академік НАН України



Зіновій НАЗАРЧУК

Конференція продовжилася сесією ключових спікерів. У ролі модератора виступив завідувач кафедри матеріалознавства ЛНТУ **Микола Мельничук**. Він подякував учасникам заходу, які знайшли можливість долучитися і в онлайн-форматі і очно та висловив сподівання на плідну дискусію, цікаву взаємодію з іноземними партнерами та українськими друзями й побажав усім швидшої перемоги, аби наступна конференція згуртувала коло науковців у стінах ЛНТУ.

Робоча сесія складалася із наукових доповідей:

- «The Role of Material Engineering in the Implementation of the Circular Economy» (Dr. **Kinga Korniejenko**, Cracow University of Technology, Poland)

Abstract

In the era of increasing climatic requirements, the demand for materials designed with a lower carbon footprint is growing. Implementing the idea of a Circular Economy (CE) is one of the ways to reduce carbon dioxide emissions, and with including the consumption of natural resources. The main aim of this article is to demonstrate the selected material solutions that are in line with the CE approach, including their applications. The work is based on a critical analysis of the literature and selected case studies. The most important findings of the article allow to confirm that the role of material engineering is crucial for implementation of CE. Development of sustainable materials allow introduce closed loops into production processes by making them possible reuse after the end of use is an important issue in the context introducing the circular economy into practice, especially existing systems.;

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

- «Application of Bulk Materials and Vacuum-Arc Deposited Coatings Based on Ti,Nb-Al-C MAX phases Demonstrating High-temperature Wear Resistance, High Electrical Conductivity and Stability in Oxygen and Hydrogen Environments» (проф. **Пріхна Тетяна Олексіївна**, д.т.н., академік НАН, Інститут надтвердих матеріалів, Україна);
- «Physical principles of processes in adsorption cooling and desalination systems» (Dr. **Karolina Grabowska**, Jan Dlugosz University in Czestochowa, Poland)

Abstract

Rapid climate changes observed around the world, which are a consequence of the progressing global warming, force the reduction of conventional energy fuel utilization in favor of renewable energy sources. Also in the refrigeration industry, investments to implement alternative cooling systems that can be powered by low-grade thermal energy sources are being made. Sorption refrigeration technologies are seen as the possibility of significantly reducing the use of electricity to power air conditioning devices. They also represent a promising technology for seawater desalination. The obstruction to the dissemination of these technologies is the low efficiency of sorption refrigeration systems currently available on the market. Recognized problems and limitations that occur in adsorption refrigeration devices and conducted preliminary research became the basis for formulating the scope of research works required for increasing the efficiency of these devices.

Based on the scientific literature review, the current state of knowledge on adsorption cooling technology was discussed. The principles of adsorption cooling and desalination systems were also introduced in the presentation, including construction, operating conditions, and the main advantages and disadvantages of these technologies.;

- «Heat and Mass Transfer Modelling within Adsorption Reactors» (Prof. **Marcin Sosnowski**, Jan Dlugosz University in Czestochowa, Poland)

Abstract

Air conditioning and seawater desalination is becoming a necessity in terms of well-being, health and decreasing resources of fresh water. The adsorption technology is one of the possible means of waste heat utilization and it therefore contributes to a reduction of power consumption in air-conditioning and desalination facilities. Therefore, adsorption cooling and desalination technology constitutes a very promising alternative to energy-consuming and environmentally hazardous vapour compression chillers and desalination systems. The performance of the adsorption system is mainly dependent on the design and effective operation of the heat exchanger that constitutes the main element of the adsorption reactor. Therefore, different heat exchanger concepts are analyzed using numerical methods in terms of heat and mass transfer optimization. The main performance parameters for each of the analyzed cases are defined using the computational fluid dynamics code adapted to capture the specific phenomenon occurring in the adsorption reactor. The developed numerical model is validated based on the experimental data collected on the test stand. The presented research results allowed to define the design concepts and main parameters of the heat exchangers for adsorption beds that allow to intensify the heat and mass transfer in the adsorption reactor and, in consequence, significantly contribute to the development and popularization of the adsorption cooling and desalination technology;

- «Моделювання параметрів граничного стану зварної ферми при комплексних впливах» (доц. **Ковальчук Ярослав Олександрович**, Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна);
- «Фрактальне матеріалознавство та синтез мультифракталів з наперед заданими властивостями» (проф. **Грабар Іван Григорович**, Поліський національний університет, Україна).



ТЕЗИ ДОПОВІДЕЙ СЕКЦІЙНИХ ЗАСІДАнь

СЕКЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ ТА АВТОМАТИЗАЦІЇ В МАШИНОБУДУВАННІ

Гальчук Т.Н. Активний контроль під час шліфувальної обробки валів.....	15
Ковалевський С.В., Ковалевська О.С., Сидюк Д.М., Коваленко О.М. Магнітно-резонансна обробка листових немагнітних матеріалів.....	16
Ковалевський С.В., Ковалевська О.С., Сидюк Д.М., Коваленко О.М. Підвищення якості групування ріжучих пластин для багатолезових фрез.....	18
Зубовецька Н.Т., Четвержук Т.І., Федик Л.Ю. Дослідження опор високошвидкісних шпиндельних вузлів.....	20
Рудь В.Д., Самчук Л.М., Заїка О.М. Покращення якості 3д друку при масовому виготовленні деталей.....	22
Палієнко В.О., Чухліб В.Л. Якість поковок колінчастих валів.....	24
Гулієва Н. М., Гулієва З. Н. Використання датчиків та системи навігації в автоматизованих системах машинобудівної промисловості.....	25
Сазанішвілі З. В. Технологія виготовлення тонкостінних жолобів з композиційного матеріалу на базі вуглепластику, що експлуатаються в екстремальних умовах.....	27
Пальчевський Б.О., Маркіна Л.М. Основні принципи автоматичного керування процесом підготовки крохмалевмісного замісу для виробництва спирту.....	30
Іскович-Лотоцький Р.Д., Шевченко В.В., Веселовська Н.Р. Інноваційний процес занурення паль шляхом застосування гідроструменевої технології.....	33
Денисюк В.Ю. Методи підвищення точності обробки деталей при використанні автоматичних засобів контролю.....	34
Савюк І.В. Властивості матеріалу отриманого методом спалювання залізо-алюмінієвого терміту.....	37
Виговський Г.М., Громовий О. А., Плисак М.М. Дослідження осьових переміщень формоутворюючого різального елемента при фрезеруванні однозубою та багатозубою ступінчастою фрезою.....	39
Манойленко О.П., Горобець В.А., Харченко Р.Ю. Імітаційна модель мотального механізму перемотувальних машин.....	41
Фещук М.Ю., Фещук Ю.П. Контроль якості контактного точкового зварювання... 43	43
Бундза О.З., Мазан Б.В., Пуць В.С. Покращення системи керування електроприводу мостового крану.....	46
Шимко А.В., Налобіна О.О., Мартинюк В.Л. Обладнання для обробки деревини антисептиком.....	47
Федорусь Ю.В., Гунько Ю. Л., Голячук С.Є., Дослідження об'ємних дозаторів рідких продуктів.....	49
Раздобрєєв В.Г., Ключніков К.Ю., Паламар Д.Г., Лещенко О.І. Ефективна технологія виробництва профілів стічкового типу волочинням в роликівих волоках 51	51
Стельмах О.У., Костюнік Р.Є., Мікосянчик О.О., Кушев О.В., Ібраїмов Т.Т., Сидоренко О.Ю., Шимчук С.П. Експериментальні дослідження підвищення ефективності очищення поверхонь тертя деталей прецизійних підшипників кочення авіаційної та наземної техніки.....	54
A. Polishchuk, M.Skyba, O. Polishchuk, S. Lisevich Shredding of polymer waste of light industry.....	55

СЕКЦІЯ ПРОБЛЕМИ МЕХАНІКИ ПЛАСТИЧНОСТІ ТА РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ

Телятник І. А. Обґрунтування дослідження ударно-вібраційного впливу обробки матеріалів гідравлічним імпульсним пристроєм.....	57
Студент О. З., Кречковська Г. В., Свірська Л.М., Цибайло І. О., Соловей П. Р., Кречковська С. Р. Прогнозування роботоздатності теплозварної сталі після тривалої експлуатації на головному парогоні ТЕС.....	60
Андрейків О.Є., Долінська І.Я., Любчак М.О., Настасяк С.В. Вплив деградації матеріалів на залишковий ресурс трубопроводів.....	62
Мазна О.В., Безсмертна В.І., Ободєєва І.М. Вплив складу та структури кераміко-полімерного композиційного матеріалу на особливості руйнування під дією високоенергетичного динамічного навантаження.....	63
Швабюк В.В., Федорусь Ю.В., Лелик Я.Р. Оцінка залишкової міцності лонжерона автомобіля, пошкодженого тріщиною.....	65
Губенко С.І. Особливості інтенсивної пластичної деформації сталі поблизу включень.....	70
Соколов О.М., Гаргін В.Г. Формування структури полікристалічного гібридного матеріалу, одержаного на основі алмазного порошку та cvd-алмазу металізованого металом-розчинником вуглецю.....	73
Кульман С. М. Нелінійна динамічна модель прогнозування стабільності стаціонарного стану при втомленні руйнуванні та її верифікація на прикладі деревних композитів.....	75

СЕКЦІЯ МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЧИСЛОВА ОПТИМІЗАЦІЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ СТРУКТУРИ, ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА ПОВЕДІНКИ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ЇХ ОБРОБЦІ

Погрелюк І.М., Труш В.С., Лаврись С.М., Лук'яненко О.Г., Кравчишин Т.М. Азотування двофазних титанових сплавів.....	76
Парусов Е. В., Бобирь С. В., Приходько І. Ю. Моделювання фазово-структурних перетворень у великогабаритних металовиробах з високовуглецевих легованих сталей.....	78
Голенко К.Е., Диха О.В., Потеряєв О.І. Особливості формування крайових умов статичного розрахунку просторової ферми сміттевоза bogdan ercv27 (banke electromotive).....	81
Bagliuk G. A., Marych M. V., Goncharuk D. A. Formation of microstructure in equiatomic hot forged and sintered TiCrFeNiCuC alloys.....	84
Бейгельзімер Я.Ю., Давиденко О.А. Ламінарне народження «твердофазної турбулентності».....	86
Голубенко Т.М., Луценко В.А., Луценко О.В. Моделювання впливу температури обробки на структуроутворення хромомолібденованадієвої сталі.....	86
Клименко О.Д., Мисковець С.В. Деякі аспекти методики прогнозування працездатності трибосистем.....	88
Laukhin D., Beketov O., Slupska Y., Rott N. The use of factor analysis methods in the study of the structural state of welded joints after electron-beam welding.....	89
T. Prikhna, J. Ostash, V. Podhurska, T. Serbenyuk, V. Sverdun, B. Büchner, J. Hufenbach, S. Ponomaryov, M. Karpets Application of bulk materials and vacuum-arc deposited coatings based on ti,nb-al-c max phases demonstrating high-temperature wear resistance, high electrical conductivity and stability in oxygen and hydrogen environments.....	91
Іванченко С.Е. Оцінка структури суспензій за допомогою реологічних параметрів.....	92
Ковальчук Я.О., Бодрова Л.Г., Крамар Г.М., Шингера Н.Я., Швед Я.Л.	

Модельовання параметрів граничного стану зварної ферми при комплексних впливах.....	95
Стечишин М.С., Диха О.В., Олександренко В. П. Процеси азотування в циклічно-комутованому розряді довгомірних отворів	97
СЕКЦІЯ ПЕРЕДОВІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ПРОМИСЛОВОГО ЗАСТОСУВАННЯ	
Лавріненко В.І., Ільницька Г.Д., Смоквина В.В., Зайцева І.М., Петасюк Г.А., Тимошенко В.В. Домішки та включення в алмазних зернах, як фактор, який необхідно враховувати при застосуванні алмазних шліфпорошків в алмазному інструменті.....	101
Мельничук М.Д., Остапчук Р.Р., Шевчук І.І. Властивості спечених легких термоперлітів будівельного призначення.....	104
Дзензерський В.О., Тарасов С.В., Сухова О.В., Іванов В.А. Механічні властивості сплавів Pb–Sb–Se для литих струмовідводів свинцево-кислотних акумуляторів.....	107
Уманський О. П., Терентьєв О.Є., Стороженко М. С., Коновал В.П., Гальцов К.М., Бондаренко О.А., Бражевський В.П., Чернишов О.О. Вплив технологічних параметрів детонаційного напилення на властивості композиційних покриттів (Ti,Cr)C–Ni.....	110
Олійник Н.О., Ільницька Г.Д., Петасюк Г.А., Сизоненко О.М., Базалій Г.А., Заболотний С.Д. Вплив ВЕР оброблення та флотаційного розділення на фізико-механічні та морфометричні характеристики порошоків синтетичного алмазу марки АС20 зернистості 100/80.....	112
Студент М.М., Погрелюк І.М., Гвоздецький В.М., Задорожна Х.Р., Веселівська Г.Г., Мардаревич Р.С., Дзьоба Ю.В. Трибологічні характеристики анодованих шарів на сплаві АД0.....	114
Людвіченко О.П., Гордєєв С.О., Лещук О.О. Вплив синтезованої фази нітриду галію на перепад температури в ростовому об'ємі апарата високого тиску.....	117
Дробот О.С., Вольт О.С., Підгайчук С.Я., Яворська Н.М., Левчук П.О. Аналіз складу та властивостей металоплакуючих мастил для вузлів тертя.....	120
Дерев'янка І.В., Жаданос О.В., Ярошенко Я.О. Фізико-хімічна оцінка карбідокремнієвого продукту, отриманого із техногенних матеріалів основного виробництва SiC.....	122
Савуляк В. І., Дмитрієв М. С. Підвищення зносостійкості швидкозношуваних поверхонь сталевих деталей.....	125
Чабак Ю.Г., Зурнаджи В.І., Голинський М.А., Єфременко В.Г., Зайчук Н.П. Абразивна зносостійкість «гібридних» мультикомпонентних сплавів.....	126
Зурнаджи В.І., Єфременко Б.В., Чабак Ю.Г., Єфременко В.Г. Оптимізація параметрів термічної обробки на механічні властивості високоміцної сталі S690QL....	127
Шимчук С.П., Зайчук Н.П., Півницький М.С., Орловський І.В. Проблема імпортозаміщення матеріалів конструкційного призначення машинобудівними підприємствами України.....	128
Жигуц Ю.Ю., Рудь В.Д., Легета Я.П. Структура тонких плівок SbS ₂ отриманих лазерним напиленням.....	129
Литвин Р.В., Грінкевич К.Е., Мисливченко О.М., Ткаченко І.В., Блощаневич О.М., Стегній А.І., Толочин А.І., Іванченко С.Е., Згалат-Лозинський О.Б., Баглюк Г.А. Застосування комбінованої методики електроіскрового легування та лазерної обробки для підвищення зносостійкості поверхонь.....	131
Толочин О. І., Толочина О. В., Євич Я. І., Баглюк Г. А. Особливості спікання та механічної поведінки порошкового алюмініду заліза Fe–28 ат.%Al.....	133
Субботін О.В., Білозеров В.В., Субботіна В.В. Закономірності та особливості окиснення алюмінієвих сплавів при МДО-обробці.....	136
Уманський О.П., Стороженко М.С., Кущев О.В., Костюнік Р.Є., Терентьєв О.Є., Мосіна	

Т.В. Вплив режимів нанесення плазмових покриттів Ni-C на структуру та властивості.....	139
Рябчиков М.Л., Фурс Т.В. Магнітні технології створення пористих матеріалів з заданими властивостями.....	140
Гончарук Д. А., Хоменко О. В., Баглюк Г.А., Грипачевський О. М., Новиченко В. М. Дослідження особливостей формування структури сплавів в системі Fe-Ga-Al.....	142
Гусачук Д.А., Парфентьева І.О., Мельник Ю.А. Формування гетерогенних структур в чавунах легованих міддю.....	145
Valery KOSTIN, Dmytro LAUKHIN, Liliia DADIVERINA The newest low-alloy titanium alloys.....	148
Кашицький В.П., Садова О.Л., Климовець О.Б. Формування епоксикомпозитних матеріалів під впливом циклічної обробки у фізичних полях.....	149
Стречен А.С., Пуць В.С., Середюк М.Р., Мартинюк В.Л. Характеристика, доцільність використання нікелевих суперсплавів в індустрії.....	151
Букетов А.В., Клевцов К.М., Голотенко О.С. Підвищення експлуатаційних характеристик транспортних засобів за рахунок застосування епоксидних покриттів.....	154
Гадзира М.П., Давидчук Н.К., Тимошенко Я.Г., Пінчук М.О. Керамічна порошкова лігатура для створення високоміцної та пластичної сталі.....	155
Сапронов О.О., Шаранов В.Д., Сапронова А.В., Сметанкін С.О. Адгезійна міцність полімерних матеріалів, наповнених нанодисперсним конденсованим вуглецем.....	157
Сапронов О.О., Якущенко С.В., Браїло М.В., Сапронова А.В., Соценко В.В., Юренін К.Ю. Стійкість до змінних температур полімерних матеріалів, наповнених нанодисперсним конденсованим вуглецем.....	158
Верешко О.В., Гомон Св.Св. Методика експериментальних досліджень з визначення оптимальних умов модифікації деревини.....	159
Гвоздецький В.М., Студент М.М., Погрелюк І.М., Веселівська Г.Г., Задорожна Х.Р., Сірак Я.Я. Фізико-механічні властивості надзвукових електродугових покриттів з порошкових дротів.....	160

СЕКЦІЯ ПЕРКОЛЯЦІЙНІ ТА ФРАКТАЛЬНІ АСПЕКТИ СУЧАСНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА

Головко В.В., Штофель О.О., Красіков І.В., Красікова І.Є., Застосування мультифрактальної параметризації у задачах металознавства на прикладі дослідження неметалевих включень.....	164
Анісімов В.М., Євдокименко Н.М., Анісімов В.В. Застосування метода перколяційного аналізу для прогнозування взаємодії складу, структури та властивостей блок-кополіуретанів.....	166
Грабар І.Г. Фрактальне матеріалознавство та синтез мультифракталів з наперед заданими властивостями.....	168
Кузьмов А.В., Штерн М.Б. Вплив окисненості вихідної порошкової шихти на поріг протікання металокерамічних композитів.....	171
Похилько Б.А., Кушнір В.О., Рагуля А.В. Моделювання перколяції для системи провідник–ізолятор під час іпс з урахуванням пористості та форми частинок.....	174

СЕКЦІЯ РОЗУМНЕ ВИРОБНИЦТВО ТА ПРОМИСЛОВІСТЬ – ІНДУСТРІЯ 4/5

І. Мороз, О. Гулай, В. Шемет. Вилучення металів з електронних відходів в контексті сталого розвитку.....	177
Дзюба Д.І., Сапон С.П., Пономаренко С.В. Цифрові двійники шпindelних вузлів: систематизований огляд публікацій.....	178
Косенюк Г.В., Розломій І.О. Індустрія 4.0: як цифрова трансформація змінює бізнес-	

моделі в промисловості.....	181
Жуковський О.Є., Грабар І.Г. Сучасні технології управління рухом в концепції «Industry 4.0» для задач управління технологічними машинами.....	184
Самчук Л. М., Повстяна Ю. С., Качковський А. А. Штучний інтелект для контролю якості в автомобільній промисловості.....	187
Науменко В.Ю., Зяткевич Д.П., Деревянко О.В., Згалат-Лозинський О.Б. Розвиток технології 3d друку керамічних матеріалів методом робокастинг в інституті проблем матеріалознавства ім. і.м. Францевича НАН України.....	189
Rozlomie I.O., Naumenko S.V. Information protection strategies in Industry 4.0: encryption and cybersecurity for industrial systems.....	191
СЕКЦІЯ МОДЕЛЮВАННЯ МАТЕРІАЛІВ, ІМІТАЦІЯ ТА ОПТИМІЗАЦІЯ	
Коменда Д.Т., Фурс Т.В., Гулай О.І., Мікуліч О.А. Вплив додаткових компонент на зміну механічних характеристик пінополіуретанів.....	194
Михайлов А.О., Картузов В.В., Михайлов О.В. Моделювання когезійної взаємодії між пластичною матрицею та жорстким включенням.....	195
Кирилюк С.Ф., Баглюк Г.А., Кирилюк Є.С. Комп'ютерне моделювання процесу гарячого деформування алюмоматричних композитів в напівзакритому штампі.....	197
Фурс Т.В., Гулай О.І., Шемет В.Я. Модифікації монокристалів PbI_2	200
Мікуліч О.А., Самчук Л.М., Денейчук В. Є. Метод оптимізації вібропоглинальних характеристик пінополіуретанів.....	202
СЕКЦІЯ МІКРОМЕХАНІКА, ЕФЕКТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ	
Скачков В.О., Карпенко Г.В., Бережна О.Р. Фізико-хімічна технологія очищення металовуглецевих матеріалів при термокаталітичному розкладанні вуглецю.....	204
СЕКЦІЯ ЗЕЛЕНА ЕНЕРГЕТИКА, БІО-ТА МЕДИЧНІ МАТЕРІАЛИ	
Єфременко Б.В., Олійник І.М., Малишева І.Ю., Єфременко В.Г., Лекату А.Г. Мікромеханічні, корозійні та трибологічні властивості біомедичного сплаву $Co-28Cr-6Mo$, виготовленого за стандартною та адитивною технологіями.....	206
Проскурняк Р. В., Ткачук О. В., Погрелюк І. М. Формування гідроксиапатитних покриттів на попередньо модифікованій поверхні титанового сплаву VT6.....	207
Імбірович Н. Ю., Повстяної О.Ю., Курджидловський К.Я., Боярська І.В. Встановлення кореляційних залежностей відстані між електродами та властивостями плазмоелектролітичних біо-покриттів.....	209
Дембіцький В.М., Дзьоба Б.М., Дорошук І.С. Підвищення ефективності експлуатації електромобілів.....	210
Кашицький В.П., Садова О.Л., Климовець О.Б., Мазурок В.С. Вплив попередньої термічної обробки на механічні властивості біокомпозитних матеріалів.....	212
Ганзюк А.Я., Краєвська М.С. Перспективи використання глауконіту у якості ентеросорбента.....	213
Смолянкін О.О., Касперський В.В. використання промислових контролерів для ефективного управління процесом отримання палива з пластикових пляшок.....	216
Смолянкін О.О., Сацик В.О. Дослідження навантаження на сервер за допомогою node-red.....	217

СЕКЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ ТА АВТОМАТИЗАЦІЇ В МАШИНОБУДУВАННІ

АКТИВНИЙ КОНТРОЛЬ ПІД ЧАС ШЛІФУВАЛЬНОЇ ОБРОБКИ ВАЛІВ

Гальчук Т.Н., к.т.н., доцент, ID ORCID 0000-0003-3474-9848,

Луцький національний технічний університет

Підвищення експлуатаційних характеристик деталей під час впровадження нових технологічних процесів нерозривно пов'язано з забезпеченням якості оброблених поверхонь в разі максимальної продуктивності. Одне з провідних місць під час обробки матеріалів різанням займають технологічні процеси із застосуванням абразивної обробки шліфуванням, які дозволяють обробляти практично всі матеріали та остаточно формують поверхневий шар, який визначає експлуатаційні властивості виробів [1].

Метою роботи є забезпечення умов бездефектного абразивного оброблення валів виготовлених зі сталі 45 та підвищення продуктивності процесу шляхом використання активного контролю шліфувальних операцій.

Найбільш широко пристрої активного контролю застосовують під час чистового шліфування партії виробів. За допомогою цих пристроїв у процесі обробки вимірюється розмір, відхилення форми поверхні і видаються команди на зміну режиму або припинення обробки. У промисловості застосовують такі основні прилади активного контролю: БВ-4180 БВ-П6060 БВ-4100 ХШ9М31 (на круглошліфувальних верстатах). Ціна поділки таких приладів 05...5 мкм [2]. Однак пристроїв для активного контролювання заводського виробництва не вистачає, тому діаметри шийок валів при шліфуванні вимірюють періодично звичайними мікрометрами, для чого декілька разів зупиняють верстат, на що затрачається багато часу, а точність одержуваних розмірів шийок не завжди буває задовільною. Тому запропоновано використовувати пристрій для контролювання діаметрів шийок валів безпосередньо в процесі їх шліфування на спеціальній установці круглошліфувального верстату моделі 3М151 [3].

Для порівняння проводили експериментальні дослідження під час шліфування попереднього та остаточного. В експериментальних дослідженнях використовували: вал шліфувальний матеріал – сталь 45; шліфувальний круг ПП 0,25А-М2-СМ2-7-к. На початку шліфування діаметр шийки вимірювали періодично, а в кінці - безперервно. В процесі обробки деталі, у міру зняття припуску, вимірюється розмір деталі і проводиться одночасно візуальний і автоматичний контроль. Пристрій випробовували у навчально-виробничій лабораторії. Він зручний і надійний в роботі.

Наближені підрахунки засвідчили, що продуктивність вимірювання з допомогою даного пристрою зростає на 70...75%, а економія при річній програмі ремонту 20000 валів становить приблизно 9500 гривень. Такий підхід, з одного боку, забезпечує проведення досліджень в широкому діапазоні зміни технологічних параметрів, а з іншого боку, дає можливість безпосередньо порівняти окремі дослідження з реальними умовами обробки на круглошліфувальних верстатах, що дозволяє отримати результати з достатнім рівнем достовірності. Разом з тим попередження появи браку, особливо на шліфувальних операціях, за допомогою засобів контролю та обробки інформації дає можливість вирішення основного завдання машинобудування, а саме підвищувати якість оброблюваних виробів.

Список літератури

1. Сергеев О. С. Аналіз умов ефективного застосування фінішної абразивної обробки для зменшення шорсткості поверхні // міжвузівський тематичний збірник наукових праць «Наука та виробництво» / О.С. Сергеев, 2021.- Вип. 24. - С.82-93.
2. Денисюк В.Ю., Марченко В. М. Технологічні вимірювання та прилади / В. Ю. Денисюк, В. М. Марченко. – Луцьк: ЛДТУ, 2005. – 80 с.

3. Гальчук Т.Н., Ващук В.В. Автоматизація контролю якості механічної обробки // матеріали VI Міжнародна науково-практична інтернет-конференція молодих учених та студентів «Актуальні проблеми автоматизації та управління» / Т. Н. Гальчук, В.В. Ващук – Луцьк 30 листопада 2018. – Луцьк: Луцький НТУ, 2018. – №6. – С. 7-10.

МАГНІТНО-РЕЗОНАНСНА ОБРОБКА ЛИСТОВИХ НЕМАГНІТНИХ МАТЕРІАЛІВ

Ковалевський С.В., д.т.н., професор, зав.кафедри Інноваційних технологій і управління (ORCID iD: 0000-0002-4708-4091, +380504780394, kovalevskii61@gmail.com), Донбаська державна машинобудівна академія;

Ковалевська О.С., к.т.н., доцент, доцент кафедри обробки металів тиском (ORCID iD: 0000-0001-5884-0430. E-mail: olenakovalevskaya@gmail.com), Донбаська державна машинобудівна академія;

Сидюк Д.М., аспірантка (ORCID iD: 0000-0003-0516-6694. E-mail: sidyukdarija@gmail.com), Донбаська державна машинобудівна академія;

Коваленко О.М., аспірантка (E-mail: balenkovalena@gmail.com), Донбаська державна машинобудівна академія.

Раніше авторами робіт [1,2] було показано, що механічні наноамплітудні коливання зразків в однорідному магнітному полі сильного (неодимового) магніту можуть призводити до зміни структури зразків сталевих деталей та підвищувати характеристики твердості матеріалів. Слід зазначити, що механічні коливання зразків магнітних матеріалів в однорідному полі постійних магнітів визначаються властивостями механічного вібратора – його принципом дії та амплітудно-частотною характеристикою. Це створює певні труднощі при використанні магнітно-резонансної обробки великогабаритних виробів, у тому числі виготовлених з немагнітних металевих матеріалів, таких як корпусні деталі відповідальних виробів, наприклад, з алюмінієвих, магнієвих, титанових та ін. матеріалів і сплавів. До таких виробів можуть належати корпусні частини літальних апаратів, космічних кораблів або виробів подвійного призначення. Також практичний інтерес для електротехнічної промисловості представляють можливості фізико-механічних властивостей для покращення виготовлення та експлуатації деталей з мідних сплавів. Представлений матеріал показує подальший розвиток робіт авторів для зразків немагнітних металевих матеріалів.

Основним завданням представленої роботи є експериментальне випробування можливості впливу на окремі фізико-механічні характеристики струмопровідних немагнітних матеріалів запропонованої магнітно-резонансної об'ємної зразків.

В основу експериментального стенду покладено принцип взаємодії змінного магнітного поля, створеного шляхом пропускання через пластину дослідного зразку змінного струму, модульованого "білим шумом", з рівномірним магнітним полем, створеним неодимовим магнітом. Змінне магнітне поле, яке резонансно взаємодіє з магнітним полем атомів речовини, може призводити до руху атомів речовини [3]. Модуляція постійного струму змінним струмом, який має амплітудно-частотну характеристику, що відповідає так званому "білому шуму", здатна створити змінне магнітне поле навколо провідника зі струмом (рис.1).

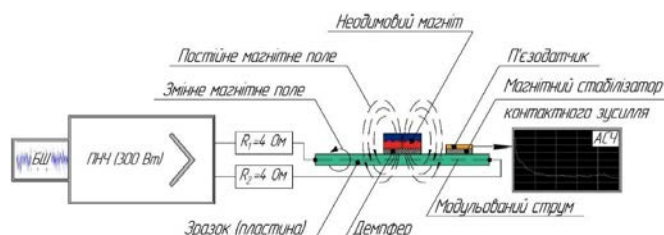


Рисунок 1 – Принципова схема експериментального стенду

Проведення експериментальних випробувань виконувалось над немагнітними пластинами з немагнітних матеріалів: 1) алюмінієві пластини марки АД0 (1011) розмірами 150x100x8 мм, початкова твердість пластини – 95 НВ; 2) мідні пластини марки М2 розмірами 150x80x10 мм, початкова твердість пластини – 55 НВ. Для порівняння ефекту магнітно-резонансного впливу з магнітним матеріалом використовувалась сталіні пластини марки DC07 розмірами 150x100x3 мм.

Обробка зразків тривала 20 хв, з інтервалом 5 хв. Використовувався неодимовий магніт діаметром $D=30$ мм і $H=10$ мм. Параметри струму модулювалися сигналом "білого шуму" в діапазоні 15-20000 Гц, вихідна потужність кінцевого каскаду підсилювача низької частоти становила 100 Вт, а опір навантаження – 8 Ом. Результати запропонованої обробки зразків немагнітних металевих матеріалів наведені на рис.2.

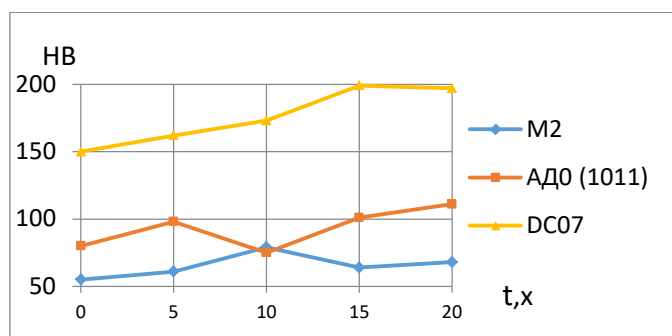


Рисунок 2 – Результати випробувань обробки зразків немагнітних металевих матеріалів

Збільшення значень НВ для зразків з матеріалів АД0 та М2 свідчить про те, що процеси магнітно-резонансної обробки дійсно впливають на певні фізико-механічні параметри стану немагнітних металевих матеріалів. Набуття пікових значень НВ після 10 хвилин взаємодії магнітного поля, утвореного постійним неодимовим магнітом та магнітного поля, що діє в тілі зразка в результаті пропускання через зразок електричного струму, модульованого широкосмуговим сигналом в діапазоні 15-20000 Гц. Оскільки взаємодія магнітних полів відбувається в тілі зразків, тобто на субкристалічному і субатомному рівнях, то цей ефект, ймовірно, можна пояснити тим, що спочатку в результаті коливань в матеріалі відбувається ущільнення дислокацій. В якийсь момент (зміна тертя спокою тертям ковзання) умовний бар'єр накопичення дислокацій руйнується, після чого процес повторюється знову. Але це припущення потребує додаткових металографічних досліджень.

У роботі [3] вищзначено перспективність магнітно-резонансної обробки зразків. Там же висловлюється припущення про субатомну і субкристалічну природу явищ, що супроводжують зміну деяких фізико-механічних властивостей матеріалів, підданих магнітно-резонансній обробці. Це припущення також може бути актуальним з огляду на роботи [1,2]. У запропонованому матеріалі використано маркерну обробку сталевих пластин, яка теж підтверджує позитивний вплив резонансних коливань зразків с наноамплітудами 10-50 нм, які в сильному рівномірному магнітному полі неодимового магніту.

Список посилань

[1]. Ковалевський С.В., Ковалевська О.С., Лупа Ю.В. Підвищення експлуатаційних характеристик деталей машин на основі комбінованого впливу сильних механічних полів. Збірник наукових праць Дніпровського державного технічного університету. Технічні науки. 2021. Вип. 2. С. 29-36.

[2]. Ковалевський С., Ковалевська О. Нові можливості обробки матеріалів у сильних магнітних полях. Технічні науки та технології: науковий журнал. Національний університет "Чернігівська політехніка". Чернігів: НУ "Чернігівська політехніка". 2021. № 4 (26). С. 7-14.

[3]. Ковалевський С., Ковалевська О. Ідентифікація та технологічний вплив широкосмугової вібрації на об'єкт. 3 Міжнародна конференція ім. Ю.М.Грабченка з прогресивних технологічних процесів виробництва (Інтерпартнер-2021). Одеса. С. 78-87. DOI 10.1007/978-3-030-91327-4_8.

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ГРУПУВАННЯ РІЖУЧИХ ПЛАСТИН ДЛЯ БАГАТОЛЕЗОВИХ ФРЕЗ

Ковалевський С.В., д.т.н., професор, зав.кафедри Інноваційних технологій і управління (ORCID iD: 0000-0002-4708-4091, +380504780394, kovalevskii61@gmail.com), Донбаська державна машинобудівна академія;

Ковалевська О.С., к.т.н., доцент, доцента кафедри обробки металів тиском (ORCID iD: 0000-0001-5884-0430. E-mail: olenakovalevskaia@gmail.com), Донбаська державна машинобудівна академія;

Сидюк Д.М., аспірантка (ORCID iD: 0000-0003-0516-6694. E-mail: sidyukdarija@gmail.com), Донбаська державна машинобудівна академія;

Коваленко О.М., аспірантка (E-mail: balenkovalena@gmail.com), Донбаська державна машинобудівна академія.

Комплектування багатолезових фрез твердосплавними пластинами є важливою складовою процесу підготовки інструменту до роботи. З правильним відбором пластин можна підвищити ефективність та якість обробки матеріалу, а також зменшити витрати на заміну твердосплавних пластин та ремонт інструменту.

Однією з головних не вирішених проблем при експлуатації фрез зі змінними твердосплавними пластинами, залишається їх нерівномірне зношення, яке призводить до ряду негативних наслідків. Часто в роботі одна з пластин може вийти з ладу або скоріше зноситься відносно інших пластин. Тим самим і у інших пластин починається зношення, відколи і можуть бути перенагрівання і інші проблеми.

Внаслідок аналізу причин нерівномірного зносу комплектів пластин багатолезових фрез з'ясовано, що на це впливає майже невелика різниця у фізичних властивостях пластин з однієї партії. Тому, ціллю цієї роботи є розробка засобів і методів їх використання для ідентифікації та групування пластин однієї партії.

Для досягнення цього запропоновано ідентифікацію пластин за ознакою порівняння індивідуальних спектрів їх власних коливань,

Принципальна схема пристрою для визначення спектра власних коливань кожної ріжучої пластини наведено на рис.1.

У цьому напрямку здійснено припущення, що збудження пластин широкосмуговим спектром в акустичному діапазоні і постійним по амплітуді впливом дозволяє отримати саме індивідуальні резонансні коливання пластин. Порівняння спектрів власних коливань ріжучих пластин надає підстави для віднесення кожної з них до той чи іншої групи за ознакою подібності.

Аналіз спектрів коливань ріжучих пластин виконувався на підставі використання пристрою (рис.1а) і за схемою діагностичного стенду (рис.1б)

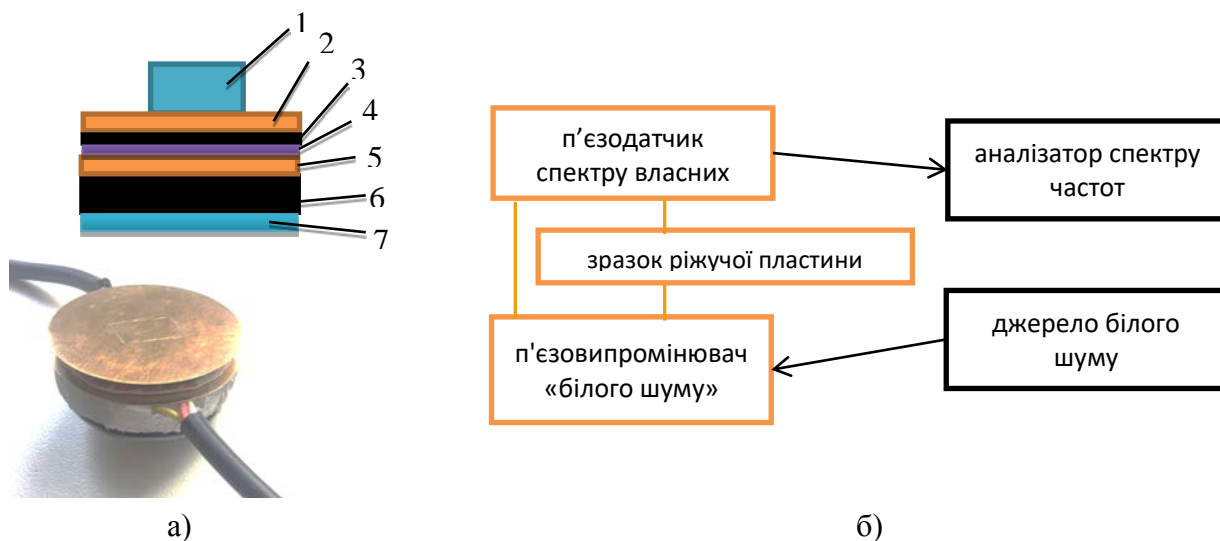


Рисунок 1 – а) принципова схема і зовнішній вигляд пристрою (1-зразок ріжучої пластини, 2- п'єзодатчик спектру власних коливань, 3-демпфер, 4-ізоляційна пластинка, 5- п'єзопромінювач «білого шуму», 6-демпфер, 7-сталеві пластини); б) структура діагностичного стенду.

Фрагмент оцифрованого спектру частки ріжучих пластин представлений на рис.2.

	A	B	C	D	E	F	G	H
1	Hz	p1	p2	p3	p4	p5	p6	p7
2	0,00	-17,23	-18,86	-19,38	-20,87	-21,61	-21,20	-21,18
3	172,30	-16,11	-17,32	-17,67	-18,96	-19,51	-19,15	-19,07
4	344,50	-33,96	-34,37	-34,68	-35,20	-35,45	-35,48	-35,00
5	516,80	-39,76	-40,07	-40,87	-41,16	-41,37	-41,97	-40,87
...

Рисунок 2 – Фрагмент оцифрованого спектру власних коливань частки ріжучих пластин

Розрахунок комплексного показника наведеної резонансної частоти кожного зразку – ріжучої пластини, виконувалось за формулою (1):

$$f_j = \frac{\sum_{i=1}^{i=m} f_{ij} A_{ij}}{\sum_{i=1}^{i=m} A_{ij}} \quad (1)$$

У результаті обробки акустичних спектрів власних коливань ріжучих пластин отримано їх розподіл за показником f_j і подальше групування за ознаками найближчих властивостей (табл.1).

Таблиця 1

Групування пластин за показником f_j

Кількість пластин в групі	Номера пластин
11	3, 5, 12, 13, 15, 16, 19, 20, 21, 22, 23;
10	2, 4, 7, 8, 9, 10, 14, 17, 18, 30;
7	1, 24, 25, 26, 27, 28, 29;
2	6, 11;

Завдяки такому поділу можна підбирати пластини для фрез з різної кількістю пластин. У першу групу увійшло 11 пластин. Цю групу можна використати для підходящої фрези. У 2 групу увійшло 10 пластин, в третю групу увійшло 7 пластин. Такий поділ дозволяє обирати групи пластин для відповідних фрез, в яких вони будуть максимально ефективно використовуватися. В 4 групу увійшли 2 пластини з показниками, які сильно відрізняються від інших груп. Такі пластини не можна використовувати в комбінації з іншими групами, оскільки такі пластини можуть призводити до швидкого зносу, браку, сколів. Але, вони мають більшу подібність одна до одної, тому їх можна використовувати окремо.

Відбір комплектів пластин по їх інтегральним характеристикам для установки на фрезу дозволить збільшити стійкість фрези, а також стабільність різання, забезпечуючи рівномірний знос всіх пластин комплекту. Також, великий розкид показників f_j в одній фірмовій партії ріжучих пластин свідчать про доцільність проводити приймальне розподілення пластин ідентичних партій. Такий підхід значно збільшує комплектацію багатолезових фрез на машинобудівному підприємстві. Попередні випробування такої методики збирання фрез показали підвищення їх стійкості в середньому на 35-50%.

ДОСЛІДЖЕННЯ ОПОР ВИСОКОШВИДКІСНИХ ШПИНДЕЛЬНИХ ВУЗЛІВ

Зубовецька Н.Т., канд. техн. наук, доцент, **Четвержук Т.І.**, канд. техн. наук, доцент,
Федик Л.Ю., канд. техн. наук, доцент
Луцький національний технічний університет

За високопродуктивних процесів обробки важливими є підвищені вимоги до жорсткості і швидкохідності шпиндельних вузлів. Тому основними завданнями при конструюванні високошвидкісної опор шпиндельного вузла є:

1. Мінімізація втрат потужності на тертя, які можуть досягати 100% корисної потужності приводу;
2. Висока динамічна жорсткість, так як вузол працює за межами власних частот;
3. Швидкохідність, $dn = 10^7 \dots 10^8$ мм·хв.⁻¹;
4. Довговічність;
5. Властивість сприймати значні статичні навантаження.

Основними критеріями відбору шпиндельних підшипників за умови однакової точності та вантажопідйомності є: швидкохідність dn , де d -діаметр шийки підшипника, мм; n – частота обертання, хв.⁻¹; втрати на тертя M_{mp} , Н·м; статична жорсткість j_{cm} , Н/мкм; властивість демпфувати коливання h_d , Н·с/мкм; вантажопідйомність Q , Н.

З наведених вище параметрів формуємо безрозмірні критерії π_1 та π_2 :

$$\pi_1 = \frac{h_d \cdot dn}{Q}; \quad \pi_2 = \frac{j \cdot M_{mp}}{Q} .$$

Перший критерій π_1 можна пояснювати як властивість підшипника до демпфування коливань при обертанні валу, що відноситься до одиниці навантажувальної здатності; другий π_2 - як жорсткість, пропорційну втратам на тертя, і яка також віднесена до одиниці навантажувальної здатності. В координатах π_1, π_2 можна побудувати області застосування шпиндельних опор (рис. 1).

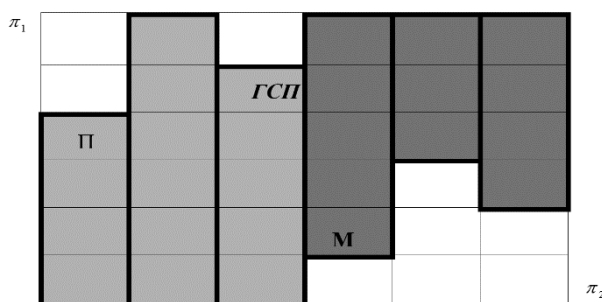


Рисунок 1 – Области застосування (підшипники: ПК – кочення, ГДП – гідродинамічні, МП – магнітні, АДП – аеродинамічні, АСП – аеростатичні)

Приведена схема відображає лише порівняльні якісні показники. Уточнення областей вимагає додаткових досліджень. Проте, приведена схема дозволяє виділити заштриховану область на рис. 1. більшими значеннями критеріїв π_1, π_2 . Опори в цій області володіють перевагами всіх відомих підшипників. Створення таких підшипників може йти по шляху збільшення швидкохідності і демпфування підшипників: підшипників кочення (ПК), гідродинамічних (ГДП), гідростатичних (ГСП) і збільшення жорсткості аеродинамічних (АДП) і аеростатичних підшипників (АСП).

Недоліком конструкції гідравлічних підшипників (ГДП і ГСП) є суттєво високе тертя в зазорах при високих частотах обертання шпинделя ($dn = 10^5 \dots 10^6$ мм/хв.). При цьому в ГСП тертя може різко підвищуватися при турбулізації потоку змащування у кишнях. Інтенсивний нагрів мастила і підвищення втрат потужності приводу на тертя в опорах обмежують застосування гідравлічних підшипників до значення швидкохідності не вище $1,5 \cdot 10^6$ мм/хв. [1]. До переваг гідравлічних підшипників відносимо високу жорсткість і демпфувальну здатність.

Повітряні підшипники (АДП і АСП) працюють при $dn \leq (2.5 \dots 3) 10^6$ мм/хв., володіють невисокою навантажувальною властивістю, жорсткістю і демпфуванням [1].

Пропонується новий спосіб мащення, який одночасно враховує переваги гідравлічних і повітряних підшипників. Тобто, пропонується принцип газорідинного змащування високошвидкісних вузлів, при якому в'язкі і гідростатичні сили порівняно малі з силами інерції, які виникають в робочій рідині. Даний вид мащення притаманний газорідинному інерційному підшипнику (ГГП) [2].

Список використаних джерел:

1. А.Ф. Гордеев. Проблемы создания подшипников шпинделей для высокоскоростной обработки / Гордеев А.Ф., Захаров П.А. // Сборник научных трудов «Технологическое управление качеством поверхности деталей». – АТМУ, К.: 1998. – С. 238 - 242.

2. Н.Т. Зубовецька. Теоретичне дослідження навантажувальних і енергетичних характеристик газогідравлічних інерційних підшипників /Н. Т. Зубовецька // Наукові нотатки. Випуск 58. Луцьк, 2017. С. 168-173.

ПОКРАЩЕННЯ ЯКОСТІ ЗД ДРУКУ ПРИ МАСОВОМУ ВИГОТОВЛЕННІ ДЕТАЛЕЙ

Рудь В.Д., *д.т.н., проф., кафедри матеріалознавства*, vikdmrud@gmail.com

Самчук Л.М., *к.т.н., доц., доцент кафедри прикладної механіки та мехатроніки*,
samchuk204@gmail.com

Заїка О.М., *PhD-студент, аспірант кафедри матеріалознавства*,
sashaingeneer@gmail.com

Луцький національний технічний університет

Виготовлення деталей за допомогою 3D друку має багато переваг у порівнянні з іншими способами отримання. Однією з головних переваг є швидкість та гнучкість виробництва. За допомогою 3D друку можна швидко створювати прототипи та малі серії деталей без необхідності створення складних форм та інструментів. Це також дозволяє легко вносити зміни в конструкцію деталей без додаткових витрат. Крім того, 3D друк дозволяє створювати складні геометрії та форми, які можуть бути складно або неможливо отримати іншими способами [1, 2]. Це робить 3D друк ідеальним для виробництва нетипових та індивідуальних деталей, що застосовується на підприємствах автомобільної промисловості. При традиційній технології для виготовлення допоміжних взаємозамінних деталей (тримачі, штекери) застосовується різноманітне дороге вартісне обладнання [3,4]. Основна увага у тезах присвячена висвітленню технології та модернізації обладнання у виробничому процесі 3D друку в умовах підприємства Kromberg&Schubert.

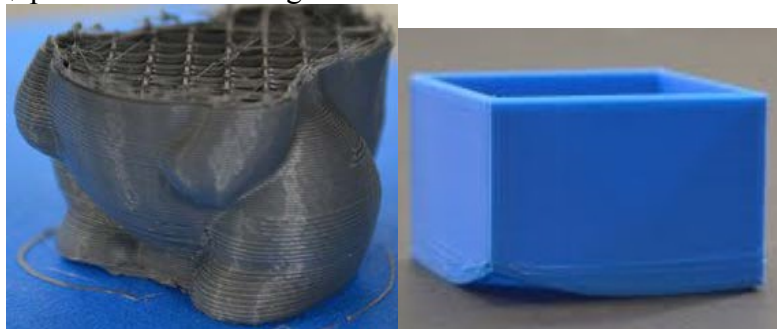


Рисунок 1 – Дефекти 3д друку із розмазуванням матеріалу і піддиранням країв моделі

Під час початку друку платформа уже має бути розігріта до певної температури, щоб була максимальна адгезія між друкованою деталлю і платформою. Чим міцніше 3д деталь закріплена на платформі тим точніший друк і геометрія виконуваних об'єктів. Після друку полімерами, деталь піддається процесу осадки, при поступовому охолодженні, осадження проходить рівномірно по всій поверхні деталі. Але, коли присутні протяги і зміни в температурі навколишнього середовища, проходить нерівномірне охолодження і розміри даної деталі не зберігаються, це навіть може призвести до невдалого друку, а в гіршому випадку до пошкодження 3д принтера. Процес осадження є невід'ємною частиною при друці полімерами і даний процес має проходити згідно вимог, якщо ми хочемо отримати якісний друк. Нерівномірна зміна температури призводить до деформації друкованих об'єктів, тому потрібно регулювати даний процес для покращення друку деталей. В нашому випадку для зменшення нерівномірного розподілення тепла було ізольовано зону друку від зовнішнього впливу повітряних потоків. Для ізоляції вибраний матеріал силіконової штори, яка має необхідні якості як; зносостійкість, прозорість, гнучку структуру і саме головне непроникність повітря. Даний матеріал також дозволяє проводити візуальний контроль друкованих деталей, зважаючи на те, що має прозору структуру [5].

3д принтер затрачає більше електроенергії під час зменшення температури навколишнього середовища. Різкі перепади температури в повітряних потоках негативно

впливають на друковані об'єкти і енергозатрати, а зберігання стабільної температури в приміщенні де розміщенні 3д принтери, також є затратним процесом. Виготовивши даний стенд і обшивши його термошторою отримали ізольований простір, де температура підтримується за допомогою самих 3д принтерів. Також принтери перед початком друку мають розігріти платформу і екструдера до певної температури, маючи уже стартову температуру до +8 °, витрачає менше електроенергії для старту. Орієнтовно 7% друкованих деталей мають явні дефекти, або взагалі через помилки при друці завершуються невдачею. Якщо є такі дефектні деталі, то друк має здійснюватись знову із затратами електроенергії, матеріалів, безуспішним використанням 3д принтера, часу затраченого працівником для друку. Це характеризується великими витратами, тому контроль якості друкованих об'єктів є головним аспектом у даному питанні.

Один з головних факторів, що впливає на теплові процеси під час 3D друку, - це матеріал, який використовується для друку. Кожен матеріал має свої власні теплові властивості, такі як коефіцієнт теплопровідності, температурні межі та теплова ємність, які потрібно враховувати при розрахунках теплових процесів. Крім того, необхідно враховувати теплові параметри самого процесу друку, такі як швидкість друку, температура друку та температура підкладки. Ці параметри впливають на теплові потоки та розподіл тепла під час друку та можуть впливати на якість та міцність друкованої деталі [6].

Для розрахунку теплових процесів під час 3D друку, можуть використовуватися різноманітні програмні засоби, що дозволяють моделювати процес друку та розраховувати теплові параметри. Наприклад, програми для моделювання теплових процесів можуть враховувати різноманітні фактори, такі як температура друку та швидкість друку, та розраховувати оптимальні параметри для кожного матеріалу та типу друку. Нагрівач столу також контролюється термістором. Прогрівання платформи має бути рівномірним, що може забезпечувати досить товщину самої платформи, але при цьому бажано, щоб робочий стіл нагрівався досить швидко — не за секунди, звичайно, але хоча б у межах хвилини-двох. Такий популярний пластик, як ABS, вимагає підігріву до температури вище ста градусів, тому нагрівач повинен бути досить потужним. Підігрів стола потрібен ще і для зменшення температурного градієнта між першими з надрукованих шарів і тим, які створені раніше. Нижні шари починають охолоджуватись особливо швидко, так як екструдер із кожним шаром все далі віддаляється від нього. При цьому виникають деформації, із-за яких модель може вигинатися із країв, а також може відірватися від столу.

Середня потужність, споживана 3D-принтером, коливається від 120 до 300 Вт на годину, в першу чергу в залежності від розміру нагрітого шару. Решта компонентів, таких як материнська плата, дисплей, крокові двигуни та вентилятори, зазвичай споживають менше 50 Вт на годину.

Чим більше втраченого тепла, тим більші затрати електроенергії і необхідність працювати на максимальному рівні потужності, щоб підтримувати задану температуру для друку.

Зважаючи на те що масове виробництво деталей за допомогою 3д принтерів не є таким трудомістким процесом як інші галузі виготовлення деталей, то в час сучасної промисловості є перспективність розвивати даний напрямок.

1. <https://www.makeuseof.com/make-your-3d-printer-power-efficient-and-reduce-energy-bill/>
2. <https://www.rapidirect.com/blog/3d-printing-in-the-energy-sector>
3. <https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-022-09535-z>
4. <https://www.cadimensions.com/why-3d-printing-is-more-sustainable/>
5. Андрощук Г. О. Адитивні технології: перспективи і проблеми 3ддруку (2 частина) / Наука технології інновації – 2017. - №2(1) – С. 29-36.
6. <https://www.cadimensions.com/why-3d-printing-is-more-sustainable/>

ЯКІСТЬ ПОКОВОК КОЛІНЧАСТИХ ВАЛІВ

Палієнко В.О., аспірант *mustmix13@gmail.com*

Чухліб В.Л., д.т.н., проф., зав. кафедри, *profdnepro@gmail.com*

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»,

Колінчастий вал є одним з основних елементів суднового двигуна, який є найвідповідальнішою і найбільш навантаженою деталлю в даному механізмі. Якраз великі колінчасті вали що виготовляються вільним куванням знаходять застосування в суднобудуванні. Більшість колінчатих валів теплохідних і суднових дизелів, виготовляють зі сталей 35, 40, 35Г, 40Г, 45Г, 50Г та ін. Для дизельних двигунів підвищеної потужності, використовують сталі які повинні забезпечувати підвищену твердість, пластичність, зносостійкість [1].

Процес виготовлення кування поковок колінчастих валів є досить трудомістким процесом, що складається з багатьох ковальських операцій та переходів. Найбільш важливим завданням є визначення якості готової поковки. Відповідно, кожен етап, процесу кування колінчастого валу, вимагає ретельного розгляду та вивчення, кожен з етапів технології впливає на якість поковки. Тому вивчення та розгляд технологічних операцій вільного кування колінчастих валів з метою отримання необхідного рівня механічних властивостей які забезпечують високу якість поковок, є актуальним.

Завдяки вільному куванню можливе отримання поковок різноманітної форми та розмірів. Кування колінчастого валу є складною технологією про що свідчить наявність безліч ковальських операцій.

Технологія кування колінчатих валів складається з білетирування зливка, осаджування, протягування, а також передачі металу. Ці етапи технології відіграють важливу роль в отриманні необхідних механічних властивостей отриманого виробу. При цьому основні ковальські операції осаджування та протягування мають найбільший вплив на напружено-деформований стан металу при деформації і значно впливають на механічні властивості поковок [2]. Для розгляду впливу цих операцій необхідно визначити їх основні параметри. Так для протягування в основному це є величина подачі, ступінь деформації, схема кантування. Для осаджування основним параметром є фактор форми вихідної заготовки, тобто співвідношення висоти та діаметру заготовки. Вплив цих операцій можливо визначити значенням величини укову.

Висновки

Високу якість поковок можливо отримати при дотриманні технологічного процесу кування, але трудомісткість процесу обумовлена наявністю великої кількості кувальних операцій та переходів. Важливим етапом кування колінчатих валів є осаджування та протягування, які в основному зумовлюють показники якості отриманої продукції.

Список використаної літератури

1. Кальченко П.П. Новые технологические процессыковки крупных прессовых поковок: монография / П.П. Кальченко, О.Е. Марков – Краматорск : ДГМА, 2014
2. Z. Quazi *et al.* Review of forging defect and its remedies Trends Mech. Eng. Technol., STM Journals (2020)

ВИКОРИСТАННЯ ДАТЧИКІВ ТА СИСТЕМИ НАВІГАЦІЇ В АВТОМАТИЗОВАНИХ СИСТЕМАХ МАШИНОБУДІВНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

Гулієва Н. М.¹, Гулієва З. Н.²

¹*к.т.н., доцент, доцент кафедри прикладної механіки та мехатроніки*

²*здобувачка першого (бакалаврського) рівня вищої освіти, гр. ПБ-21-4*

¹*Луцький національний технічний університет*

²*Державний податковий університет*

Застосування датчиків та систем навігації в автоматизованих системах машинобудування дозволяє забезпечити високу точність та ефективність виробничого процесу [1, с. 242].

Завдяки датчикам вимірюються різні показники, такі як температура, тиск, оберти й так далі, що дозволяє у режимі реального часу відслідковувати стан обладнання та матеріалів на кожному етапі виробництва. Це покращує якість продукту, забезпечує необхідні умови для оптимальної роботи обладнання з виробництва та дає можливість своєчасно виявляти можливі пошкодження або несправності.

Системи навігації дають змогу контролювати розміщення обладнання на виробничій площі. Вони дозволяють точно встановлювати положення робочих елементів та техніки, детально планувати рух автомобілів, контролювати вантажопідйомність підйомних механізмів та розвантажувально-завантажувального обладнання. Також системи навігації можуть контролювати рух промислових роботів, що значно знижує ризик непередбачених аварій на виробництві.

Загалом, застосування датчиків та систем навігації в автоматизованих системах машинобудування є ефективним способом забезпечення безпеки та підвищення ефективної роботи на виробництві. Водночас, їх використання потребує високої кваліфікації фахівців, постійного технічного нагляду та належного обслуговування обладнання [2, с. 158].

Датчики є одним з ключових елементів автоматизованих систем машинобудування. Їхня головна функція полягає в зборі та обробці інформації про стан системи або об'єкту. Основні види датчиків в автоматизованих системах машинобудування можна класифікувати наступним чином: тиску, температури; вологості; рівня рідини; руху, положення, сили, світла, газу.

Кожен тип датчика має свої переваги та недоліки і використовується у відповідних сферах машинобудівної промисловості.

Датчики є важливою частиною автоматизованих систем машинобудування, оскільки вони допомагають збирати, обробляти та передавати інформацію про стан системи або об'єкту. Однак кожен тип датчика має свої переваги та недоліки, які варто враховувати при виборі оптимального датчика для конкретного застосування.

Переваги датчиків в автоматизованих системах машинобудування: дозволяють отримувати точну інформацію та швидко реагувати на зміни; забезпечують автоматичний контроль за важливими параметрами системи або об'єкту; дозволяють підтримувати оптимальний режим роботи та зменшувати кількість помилок і помилкових операцій.

Недоліки датчиків в автоматизованих системах машинобудування: можуть бути досить дорогими в придбанні й обслуговуванні та вимагати додаткового електроживлення й обладнання для їх збору та обробки даних; деякі датчики можуть бути більш чутливими до зовнішніх впливів, таких як вібрації, температурні коливання або електромагнітна інтерференція, можуть бути складні у використанні й налаштуванні та можуть бути непридатними для використання в конкретних умовах, наприклад, високих або низьких температурах.

У загальному, визначення переваг та недоліків датчиків в автоматизованих системах машинобудування повинно базуватися на специфікації вимог до системи та об'єкту, а також на вимогах щодо точності та надійності.

Один із прикладів датчика для автоматизованої системи машинобудування – датчик рівня SRF04 від компанії Devantech (рис. 1). Цей датчик використовується для вимірювання рівня рідини та інших речовин у резервуарах, басейнах та інших контейнерах.

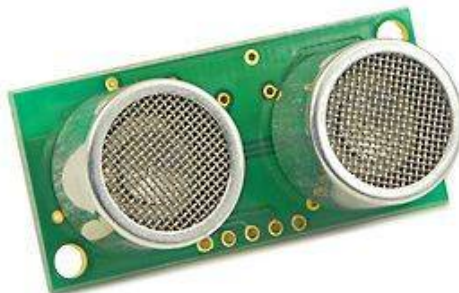


Рисунок 1 – Датчик SRF04

Принцип роботи датчика полягає в відправленні ультразвукового сигналу від датчика до рідини, що знаходиться у контейнері. Після того як сигнал потрапляє до поверхні рідини, він відбивається від неї та повертається до датчика. Час, який потрібен для повернення сигналу, вимірюється датчиком та перетворюється в відстань до поверхні рідини. За допомогою цієї відстані можна визначити рівень рідини у контейнері.

Датчик має високу точність та надійність, оскільки вимірювання базується на принципі відбивання звуку від поверхні рідини, а не на контакті з нею, що дозволяє уникнути певних питань з точністю та зносом деталей. Завдяки своїм характеристикам, датчик SRF04 може бути застосований у різних галузях машинобудівної промисловості, наприклад, для вимірювання рівня рідини у банках з охолоджувальною рідиною, газових резервуарах та інших ваннах з рідинами.

Датчик SRF04 є високопрофільним ультразвуковим датчиком, який використовується для вимірювання відстані до об'єктів. Він має дуже високу точність та швидкість вимірювання. Спеціально розроблена електроніка дозволяє йому працювати в діапазоні частот від 40 до 50 кГц, що забезпечує стабільність результату вимірювання та високу точність.

Основними перевагами датчика SRF04 є його великий діапазон вимірювання (від 3 до 300 см), можливість використовувати як для вимірювання відстані до об'єктів, так і для визначення їх наявності, надзвичайна точність до 3 мм і висока швидкість вимірювання (до 40 разів на секунду), малий розмір та низька вартість. Крім того, датчик SRF04 має широке застосування в робототехніці, медицині, автоматизації промислових процесів та інших сферах, які вимагають точного вимірювання відстаней. Загалом, датчик SRF04 є чудовим вибором для проектів, що потребують високої точності вимірювання відстані та швидкості реакції.

Список використаних джерел

1. Sergiyenko, O., Rodriguez-Quiñonez, J.C. (2016). *Developing and Applying Optoelectronics in Machine Vision*. IGI Global, 2016. 341 p.
2. Huliieva, N. (2022). *Experimental Study of GY-521 Sensor Operation*. Education and science of today: intersectoral issues and development of sciences: Collection of scientific papers «ΛΟΓΟΣ» with Proceedings of the III International Scientific and Practical Conference, Cambridge, May 20, 2022. Cambridge-Vinnytsia: P.C. Publishing House & European Scientific Platform, 2022. P. 157-158. DOI: <https://ojs.ukrlogos.in.ua/index.php/logos/issue/view/20.05.2022>

ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ТОНКОСТІННИХ ЖОЛОБІВ З КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ НА БАЗІ ВУГЛЕПЛАСТИКУ, ЩО ЕКСПЛУАТАЦІЮЮТЬСЯ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

Сазанішвілі З. В., канд. техн. наук, асистент, sazanishvili.z.v@ntu.one, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»

Сучасні композиційні матеріали широко затребувані у різних галузях промисловості у зв'язку з комплексом їх унікальних властивостей: висока жорсткість і міцність, мала щільність, поєднання термопружних та дисипативних характеристик тощо [1, 2]. Одним з напрямків застосування композиційних матеріалів на базі вуглепластику є конструкції жолобів бортової кабельної системи (рис. 1), зокрема у літальних апаратів.

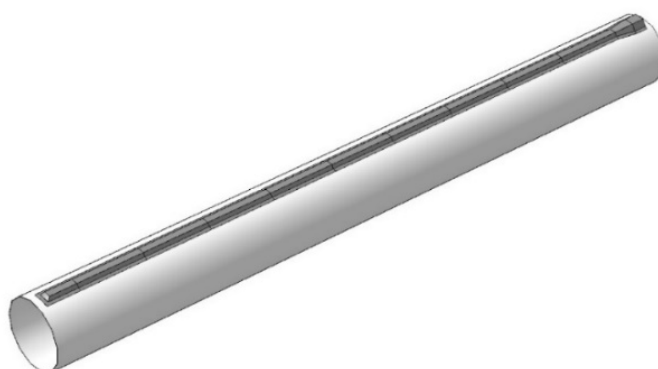


Рисунок 1 – Загальний вид збірки жолоба БКС

У роботі запропонована технологія виготовлення жолобів бортової кабельної системи (БКС), складовими частинами якої є початкова, поздовжня і кінцева кришки, з параметрами: довжина конструкції в збірці – 10 м; товщина – 2 мм, що відповідає вимогам:

- мінімальна маса;
- забезпечення теплового захисту і ослаблення зовнішнього електромагнітного випромінювання;
- достатня твердість і міцність, які забезпечать збереження необхідних геометричних параметрів;
- надійність по відношенню до часу експлуатації.

Високі пружно-міцносні характеристики має вуглепластик з наповнювачем – вуглеволокном марки CC200 і матрицею – сумішшю епоксидних смол MGS LR-285 і MGS LH-287.

Виходячи з форми складових частин жолоба БКС і вимог до них, в роботі обрано метод формоутворення елементів виробу за допомогою ручної викладки в жорстких формах з наступною полімеризацією за допомогою вакуумної системи, що дозволяє:

- спростити процес виготовлення виробу;
- одержати високий коефіцієнт реалізації властивостей ПКМ;
- забезпечити універсальність технологічного процесу щодо застосовуваних компонентів;
- варіювати в широких межах габаритними розмірами виробів.

Вищезазначена технологія включає наступні етапи:

1. Проектування та виготовлення майстер-моделей.
2. Виготовлення форм для викладки за майстер-моделями.
3. Визначення схеми армування і необхідної кількості шарів наповнювача.
4. Розробка термо-часового режиму полімеризації.
5. Контроль конструкції з композиційного матеріалу.

Для одержання деталей заданої форми і розмірів за креслениками були виготовлені майстер-моделі з МДФ на станку з ЧПУ (рис. 2).

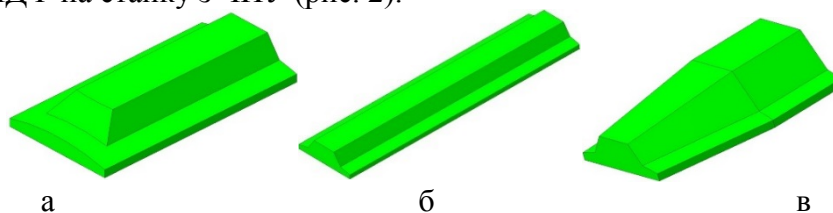


Рисунок 2 – майстер-моделі кришок жолоба БКС:

а – початкова; б – поздовжня; в – кінцева

Жорсткі форми для ручної викладки (рис. 3) виготовлялись за попередньо створеними майстер-моделями. Внутрішня поверхня форми відповідала зовнішній поверхні деталі і є зліпком майстер-моделі.

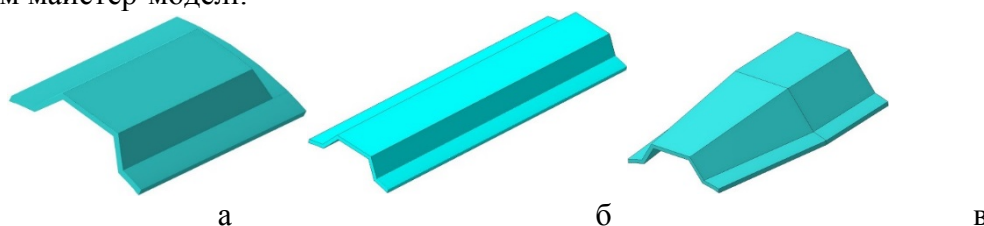


Рисунок 3 – Жорсткі форми кришок жолоба БКС:

а – початкова; б – поздовжня; в – кінцева

Особливістю підготовки форми до викладки композиційного матеріалу є:

1. Усунення пористості матеріалу форм досягалося за рахунок нанесенням роздільника, наприклад, HONEY-WAX. Для заповнення мікропор на поверхні нових форм було нанесено сім шарів роздільника з підсиханням кожного слою близько 15 хвилин і його поліруванням абсорбуючою тканиною; у разі повторного використання за технологією достатньо одного шару роздільника.

2. Створення захисного покриття виробів з композиційного матеріалу реалізовувалося нанесенням гелкоуту. Покриття формувалося двома шарами:

- 1 шар – товщина 0,4...0,5 мм, гелкоут ретельно розтирався по поверхні;
- 2 шар – товщина 0,7...1,0 мм, рясне промазування поверхні.

Після нанесення другого шару необхідно позбавитися бульбашок повітря легкими дотиками пензля, час висихання – 4 години.

Формування виробу відбувається пошарово з просоченням розкросної вуглетканини, яка відповідає фізико-механічним характеристикам, наведеним у таблиці 1.

Таблиця 1

Фізико-механічні характеристики тканини з вуглеволокна CC200 [3]

Характеристики	Значення
Кількість волокон, шт.	3000
Номінальна лінійна щільність, tex	200
Вид плетіння	Сатин S8
Товщина тканини, мм	0,4
Щільність, кг/м ³	1760
Прохід міцності, МПа	4800
Модуль пружності на розтяг, ГПа	280
Відносне подовження при розриві, %	1,9

Перед використанням наповнювача, проводився візуальний вхідний контроль і вибіркова перевірка відповідності його фізико-механічних показників паспортним даним з контролем сполучника після закінчення його приготування.

Що стосується технології викладки вуглетканини:

- товщина тканини становить – 0,4 мм; необхідна товщина виробу – 2 мм, тобто для формування кришок жолобу БКС слід викласти 5 шарів;
- викладка вуглетканини відбувається за схемою [(0; 90) (± 45) (0; 90) (± 45) (0; 90)].
- після викладки першого шару наповнювача рекомендовано витримати його протягом 12 годин, що дозволить усунути внутрішні напруги і попередить можливі дефекти гелькоута.
- надалі допускається укладання наповнювача по 2 шари за раз.
- для зменшення пористості матеріалу, а також видалення надлишків сполучнику використовується вакуумна система.

Етап полімеризації виробів проводився за наступним температурно-часовим режимом:

- підйом температури до $55 \pm 5^\circ$; витримка – $3 \pm 0,5$ години;
- підйом температури до $75 \pm 5^\circ$; витримка – $3 \pm 0,5$ години;
- підйом температури до $90 \pm 5^\circ$ - $14 \pm 0,5$ годин;
- охолодження при відкритих дверях печі.

Після видалення з форми, виріб підлягає механічній обробці, а саме підрізання торців і свердління отворів кріплення.

Завершальним етапом є контроль готової деталі, який включає:

- візуальний контроль (якість поверхні, відповідність контурів);
- контроль геометричних розмірів (відповідність розмірам, зазначених в конструкторській документації);
- неруйнівний контроль (наявність пор та несучільностей)
- контроль механічних властивостей на зразках-свідках.

За результатами розробки технології у таблиці 2 представлені механічні властивості за різним характером деформування.

Таблиця 2

Механічні властивості вуглепластику на основі тканини з вуглеволокна CC200 та суміші епоксидних смол MGS LR-285 і MGS LH-287

Характеристика	Значення
Межа міцності при вигині, МПа	720-770
Модуль пружності, ГПа	510-550
Межа міцності міцність на стиск, МПа	460-510
Межа міцності при зсуві, МПа	47-55

У роботі розроблено технологію виготовлення кришок жолобів БКС з композиційного матеріалу на основі тканини з вуглеволокна CC200 і системи епоксидних смол MGS LR-285 – MGS LH-287; зпроектовано жорсткі форми для ручної викладки; визначено режим полімеризації та окреслені необхідні методи контролю готового виробу.

Запропонована технологія виготовлення тонкостінних жолобів може бути застосована у інших конструкціях сучасної техніки.

Список літератури

1. Skoczylas J., Samborski S., Kłonica M. The Application of Composite Materials in the Aerospace Industry. Journal of Technology and Exploitation in Mechanical Engineering. 2019. Vol. 5, no. 1. URL: <https://doi.org/10.35784/jtme.73>
2. Wang R.-M., Zheng S.-R., Zheng Y. G. Polymer Matrix Composites and Technology. Elsevier Science & Technology, 2011. 568 p.
3. Паспорт на вуглетканину CC200 S8: KordCarbon, Inspection Certificate 3.1, EN10204:2004, No. C0229101.

ОСНОВНІ ПРИНЦИПИ АВТОМАТИЧНОГО КЕРУВАННЯ ПРОЦЕСОМ ПІДГОТОВКИ КРОХМАЛЕВМІСНОГО ЗАМІСУ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА СПИРТУ

Пальчевський Б.О. д.т.н., проф., Маркіна Л.М.

Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, Україна

За останні десятиліття керування технологічними процесами стає все більш важливим для харчової промисловості через його здатність мінімізувати виробничі витрати і покращувати якість харчових продуктів. Зважаючи на те, що процес виробництва спирту відноситься до слабо формалізованих, а його стадії описуються в основному нелінійними рівняннями або взагалі не мають математичного опису, то для побудови надійної системи керування процесом, доцільно використати ланцюжок його постадійних моделей, зв'язаних між собою умовами переходу від однієї стадії процесу до іншої.

Сировиною, яка переробляється на спирт, є зернові культури, які містять у своєму складі крохмаль, який займає визначальне місце в технологічному процесі. Процеси взаємодії з ферментами для крохмалю різних основних зернових культур суттєво відрізняються за характером і технологічними режимами їх протікання, що необхідно враховувати при визначенні ефективних технологічних параметрів для кожної зернової культури [1].

Механіко-ферментативна обробка (МФО) сировини у виробництві спирту забезпечує економію електроенергії за рахунок виключення апаратів, що працюють під тиском, зниження втрат цукрів та підвищення виходу спирту з тони умовного крохмалю. Для впровадження механіко-ферментативної схеми необхідно забезпечити дрібний помел (за регламентом 80% проходу через сито $d=1$ мм) та використання бактеріальних α -амілаз.

При нагріванні подрібненої крохмалистої сировини з одночасною обробкою α -амілазою при механіко-ферментативній обробці йде інтенсивний гідроліз крохмалю до декстринів і цукрів, що сприяє хорошій підготовці сировини до подальшого оцукрювання та зброджування. Температура клейстеризації залежить переважно від природи крохмалю, розміру гранул. Температура клейстеризації пшеничного крохмалю 54...620С, житнього 50...550С. Зміна в'язкості крохмальних суспензій у воді визначає і зміна в'язкості замісів з різної сировини, оскільки крохмаль найбільше впливає на в'язкість. При нагріванні суспензії крохмалю у воді вище за температуру 35...45⁰С її в'язкість при подальшому підвищенні температури дуже повільно збільшується, при 75...85⁰С різко зростає, при 90⁰С досягає максимального значення. Різке підвищення в'язкості викликається інтенсивним набуханням і початком клейстеризації переважно великих гранул крохмалю. При 90 0С клейстеризація практично закінчується, в'язкість більше не збільшується.

При переробці зерна процесу підварювання передуює змішування крупки з водою. Воно має вестися так, щоб заміс був однорідним з температурою води не вище 50⁰С (бути нижче температури клейстеризації). При механіко-ферментативному способі підготовки крохмалистої сировини із застосуванням розрідження бактеріальною α -амілазою набухання, клейстеризацію та розчинення крохмалю необхідно проводити якомога повніше, оскільки процес розварювання під тиском виключається, а витримана на цьому етапі маса прямує безпосередньо на охолодження та оцукрювання.

Тому в умовах термічного оброблення замісу необхідно підібрати такий режим, який повинен забезпечити початковий перехід крохмалю у розчинений стан. Останнім часом розширилося застосування таких схем з попереднім розварюванням замісу в спиртовому виробництві [2]. Такі схеми з частковим розварюванням замісу підвищують ефективність виробництва за рахунок кращої енергоощадності виробництва. В даний час до якості зерна і зернового суслу, що отримується на його основі, висувають все більш високі

вимоги, так як воно безпосередньо пов'язане з якістю готової продукції: ректифікованого спирту. Слід зазначити, що у виробництві спирту зерно прийнято оцінювати з погляду вмісту в ньому головного компонента, що зброджується, — крохмалю. При розробці нових технологій такий підхід не може повною мірою охарактеризувати сировину, що є багатокомпонентним субстратом бо під впливом зовнішніх збурень, а також за рахунок непередбачених змін у ході виконання технологічного процесу після виконання конкретної стадії не завжди вдається отримати бажані показники.

Варто зауважити, що конкретні температурні вимоги можуть варіюватися залежно від типу зернових замісів, їх якості та рецептури, що використовується в процесі виробництва спирту. Важливо враховувати ці фактори під час розробки процесу розварювання для забезпечення ефективного розкладання крохмалю. Із досліджень відомо, що в'язкість суспензії крохмалю у воді при підвищенні температури спочатку зменшується внаслідок зменшення в'язкості води, потім підвищується, що обумовлено набуханням та клейстеризацією крохмалю, що вказано на рисунку 1 [3].

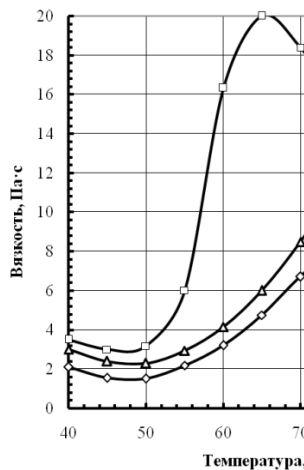


Рисунок 1 – Вплив температури на в'язкість замісів

Відомо вплив ступеня оцукрювання крохмалевмісної сировини при виробництві спирту на зміну в'язкості досліджуваного середовища. Тому можна стверджувати, що ступінь оцукрювання пропорційна в'язкості сировини, що містить крохмаль. За традиційною технологією отримання спирту зерновий заміс у змішувачі-передрозварнику перебуває 10-15 хв. При приготуванні замісів у спиртовому виробництві зерновий помел змішують з водою різної температури, далі підварюють заміс і потім перекачують у варильне відділення. Метою підварювання при змішуванні зерна з водно-ферментативним розчином є підготовка крохмальних гранул зерна до розварювання. В багатьох роботах було простежено динаміку клейстеризації крохмалю зерна та визначено основні фактори, що впливають на неї. Це гідромодуль замісу, розміри подрібненого зерна, кількість розріджуваних ферментів і температура приготування замісу. Для здійснення цієї стадії МФО виникає проблема вибору показників замісу, придатних для автоматичного керування, які спростять синтез системи керування. За даними багатьох дослідників цю роль може виконувати такий показник в'язкості замісу і суслу як в'язкість. Технічним результатом такого підходу є автоматизація процесу вимірювання показника якості замісу, підвищення продуктивності підприємства, можливість контролю над зміною в'язкості в динаміці, економія енергоресурсів та ферментів.

Оскільки корегування управляючих дій (технологічних режимів) необхідно виконувати перед початком виконання наступного етапу, то у складі системи управління такими процесами необхідно передбачити використання прогнозованих моделей, за допомогою яких можливо визначити скореговані значення технологічних режимів, що необхідно підтримувати на плинній стадії виробництва з урахуванням технологічних показників, отриманих на попередній стадії. На основі викладених міркувань було розроблено алгоритм поетапного відтворення процесу, який дозволив зв'язати в єдину систему всі етапи та технологічні режими процесу приготування замісу і його водно-теплової обробки.

Нами було розроблено систему керування в'язкістю замісу, що забезпечила покращення якості керування процесом підготовки замісу шляхом підвищення стабільності

параметрів напівпродукту після стадії приготування замісу [1]. Автоматичне приготування замісу із крахмалевмісної сировини здійснюється в чанку-змішувачі із мішалкою та пристроєм подачі пари для нагріву замісу. Автоматичне керування процесом приготування замісу проводять за допомогою системи керування, що складається із трьох контурів управління. Перший контур забезпечує задане співвідношення ферменту та гарячої води в деструктураторі крохмалю, другий контур забезпечує задане співвідношення подрібненого зерна і водного розчину деструктуратора крохмалю в замісі, третій контур забезпечує стабілізацію в'язкості крахмалевмісної маси шляхом регулювання температури T всередині бункера замісу за допомогою регулятора подачі пари, що відображає рисунок 2.

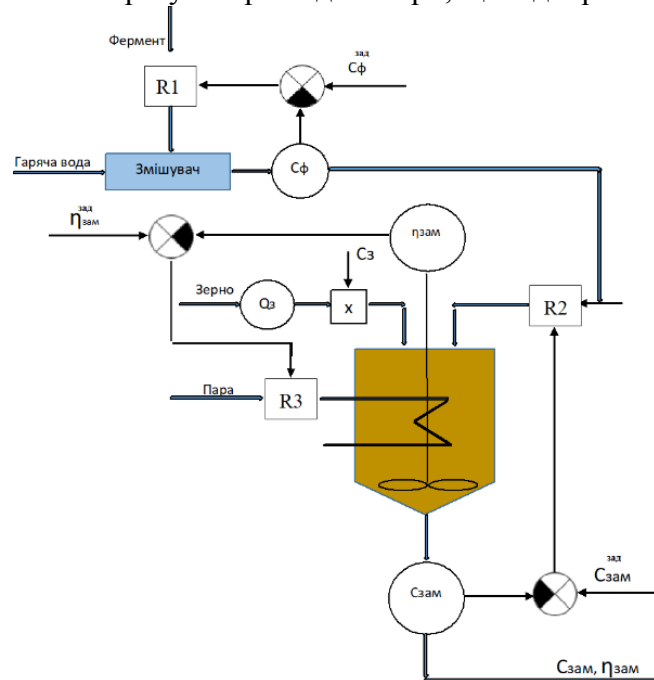


Рисунок 2 - Трьохконтурна система керування процесом підготовки замісу

Змішування гарячої води з ферментами здійснюється у відповідному співвідношенні. Задане значення концентрації ферменту з водою порівнюються з поточним значенням в елементі порівняння 1 і у разі виникнення помилки неузгодженості сигнал надходить до регулятора R1, який змінює кількість ферменту, що надходить на змішування.

Наступний контур передбачає регулювання концентрації отриманого замісу. В змішувач неперервно надходить подрібнене зерно Q_z . Сигнал відповідної концентрації зерна C_z подається в блок перемноження, де перемножується з сигналом, який відповідає витраті зерна Q_z . Вихідний сигнал відповідає величині $Q_z \times C_z$, що і забезпечує надходження зерна відповідної кількості і концентрації в змішувач, куди також надходить змішана вода з ферментом. На виході з змішувача відбувається контроль концентрації замісу, яка в блоці порівняння 2 порівнюється з заданою. Помилка неузгодження надходить до регулятора R2, який змінює кількість рідких компонентів в замісі.

Третій контур регулювання передбачає регулювання в'язкості замісу, на величину якої впливають ступінь помелу зерна, його характеристики, вологість зерна та інші збурення. В'язкість визначається за допомогою вимірювання потужності, яка витрачається мішалкою при заданій швидкості обертання (наприклад, 100 об/хв). При постійній нарузі живлення мішалки потужність характеризується струмом, що використовується мішалкою. При побудові характеристики струм - в'язкість замісу значення струму живлення мішалки характеризує в'язкість замісу, значення якої подається на блок порівняння. Отримане

значення помилки неузгодженості $E_{\phi} = (C_{\phi}^{\text{зад}} - C_{\phi})$ надходить до регулятора R3, який змінює кількість пари, що подається в змішувач.

Література

Патент на корисну модель № 151663 UA МПК(2022) C12C 7/04, G05B 15/00. Спосіб автоматичного керування приготуванням замісу при виробництві етилового спирту із крохмалевмісної сировини /Пальчевський Б.О., Маркіна Л.М,- № u 202200653; Заявл. 14.02.2022; Опубл. 25.08.2022, Бюл.№ 34.- 3с.

Ибрагимов Т.С., Чеботарь А.В., Новоселов А.Г. Исследование теплофизических свойств зерновых суспензий в процессе механикоферментативной обработки. Электронный научный журнал «Процессы и аппараты пищевых производств»/ ГОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный университет низкотемпературных и пищевых технологий», - Санкт-Петербург: СПбГУНИПТ, 2012.- №2.- сентябрь 2012.

Агафонов, Г. В. Влияние технологических параметров на процесс осахаривания при производстве этанола из ячменя / Г. В. Агафонов, А. Н. Яковлев, Т. С. Ковалева, С. Ф. Яковлева. – «Вестник Воронежского государственного университета инженерных технологий» // ВГУИТ. – 2016. – №1, С. 211-214.

ІННОВАЦІЙНИЙ ПРОЦЕС ЗАНУРЕННЯ ПАЛЬ ШЛЯХОМ ЗАСТОСУВАННЯ ГІДРОСТРУМЕНЕВОЇ ТЕХНОЛОГІЇ

Іскович-Лотоцький Ростислав Дмитрович, д.т.н., професор

Шевченко Василь Васильович, магістр

Вінницький національний технічний університет

Веселовська Наталія Ростиславівна, д.т.н., професор

Вінницький національний аграрний університет

Необхідність вирішення проблеми зниження трудомісткості, зменшення об'єму земляних робіт, а також скорочення часу процесу по зануренню палі в садках та виноградниках. На теперішній час теоретичні питання динаміки палі при їх зануренні в ґрунт розроблені далеко не в тій мірі, в якій цього вимагає практика. Першочерговим завданням тут є дослідження процесу занурення палі в ґрунт з метою досягнення необхідної глибини занурення з мінімальним ушкодженням самої конструкції палі, та щоб вона виконувала роботу, яка перед нею поставлена. Природно, в процесі занурення палі в ґрунт проявляються не лише пружні, але і в'язкі, пластичні властивості ґрунту і відбувається його руйнування. Теоретичні завдання занурення палі в ґрунт з урахуванням в'язких, пластичних властивостей ґрунтового середовища і деформаційних характеристик матеріалу палі нині не досліджені. В наш час, у зв'язку з обставинами, які зараз відбуваються в країні, у Вінницькій області значно зростає відсоток задіяності людей у сільськогосподарських справах, а саме: у засадженнях нових садових та виноградних плантацій та угідь. З'являється попит на палезанурююче обладнання, яке зможе швидко та якісно виконати поставлені завдання. Тому підвищення продуктивності процесу занурення палі в садках та виноградниках шляхом застосування гідроструменевої технології є надзвичайно актуальною тематикою[1-4].

Метою роботи є підвищення продуктивності процесу занурення палі в садках та виноградниках шляхом застосування гідроструменевої технології. Створення сприятливих умов для інтенсифікації процесу виробництва та застосування ефективних методів дії на його об'єкт; безперервна реалізація технологічного руху; зменшення та усунення взагалі використання непродуктивної праці; зокрема при здійсненні допоміжних операцій; керування динамічним станом системи, в якій відбувається технологічна дія; багатофункціональність технологічного процесу та гармонійне поєднання його основних

структурних складових становлять, здебільшого, тенденції розвитку технічного прогресу при реалізації занурення паль[4].

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Веселовська Н.Р., Іскович-Лотоцький Р.Д., Брацлавець Б.С., Шевченко В.В. Підвищення ефективності зондування ґрунтів на установках з гідроімпульсним приводом. *Вібрації в техніці та технологіях*. 2022. № 2 (105).
2. Veselovska N. The latest trends in the creation of impact-vibration equipment with different types of drives for soil probing. *Техніка, енергетика, транспорт в АПК*. 2022. № 4 (119). С.77-89.
3. Rostislav D. Iskovych-Lototsky, Yaroslav V. Ivanchuk, Natalia R. Veselovska, Wojciech Surtel, Samat Sundetov. "Automatic system for modeling vibro-impact unloading bulk cargo on vehicles", Proc. SPIE 10808, Photonics Applications in Astronomy, Communications, Industry, and High-Energy Physics Experiments 2018, 1080860 (1 October 2018).
4. Шевченко В. В., Іскович-Лотоцький Р. Д. Гідроструменева технологія занурення паль в садках та виноградниках [Електронний ресурс] // Матеріали конференції «Молодь в науці: дослідження, проблеми, перспективи (МН-2023)», Вінниця, 2022 р. Електрон. текст. дані. 2022. Режим доступу: <https://conferences.vntu.edu.ua/index.php/mn/mn2023/paper/viewFile/16838/14033>.
- 5.

МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ТОЧНОСТІ ОБРОБКИ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ВИКОРИСТАННІ АВТОМАТИЧНИХ ЗАСОБІВ КОНТРОЛЮ

Денисюк В.Ю., канд. техн. наук, доцент

Луцький національний технічний університет, v.denysiuk@lntu.edu.ua

У машинобудівному виробництві багато деталей машин виготовляють із високою розмірною точністю. Це деталі автомобілів, тракторів, деталі кулькових та роликів підшипників, деталі паливної апаратури та інші. Висока точність геометричних розмірів та форми деталей забезпечує правильне функціонування, надійність та довговічність роботи механізмів та машин. Точність розмірів деталей визначає можливість їх правильного складання та взаємозамінності, що дозволяє істотно знизити витрати при виготовленні, ремонті та експлуатації механізмів та машин. Підвищені вимоги до точності обробки призводять до зростання трудомісткості обробки та вартості виготовлення деталей машин.

Найчастіше сучасні деталі машин виготовляють серійно на напівавтоматах, автоматах, верстатах з ЧПК та рідше – на автоматичних лініях. Загальна тенденція сучасного машинобудівного виробництва – безлюдне і малолюдне виробництво, тобто повна автоматизація виготовлення деталей машин. Тому якість виготовлення деталей на сучасних верстатах дуже висока, завдяки застосуванню раціональної конструкції та компоновці верстатів (жорстка основа та легкі рухомі вузли), використанню якісних матеріалів, точних напрямних кочення, застосування кулько-гвинтових приводів, регульованих електродвигунів, у тому числі лінійних, стійкого різального інструменту та, головне, цифрового керування за допомогою систем ЧПК.

Для забезпечення високої точності обробки верстати постачають автоматичними засобами контролю розмірів оброблюваних та оброблених деталей, засобами контролю лінійних та кутових переміщень вузлів та механізмів верстата, позиціонування та налаштування інструменту [1, 2].

Підвищення точності обробки при збереженні або навіть зниженні трудомісткості досягають також шляхом контролю розмірів та форми деталей безпосередньо в процесі обробки або відразу після неї та керуванням верстатом за результатами цього контролю (активний контроль), а також контролем переміщень вузлів верстата та положення ріжучої кромки інструменту та його позиціонування.

Активний контроль та контроль переміщень на верстатах особливо ефективні при малих допусках на виготовлення деталей та при фінішній, прецизійній обробці, головним

чином при шліфуванні та хонінгуванні. Однак є окремі випадки, коли такий контроль необхідний і при досить широких допусках, наприклад, при виготовленні деталей великих розмірів, нарізуванні зубчастих коліс тощо. Крім підвищення точності обробки, активний контроль та контроль переміщень та позиціонування інструменту на верстатах забезпечують повну автоматизацію процесу обробки із замкненим зворотним зв'язком за розміром оброблюваної деталі [3].

На сучасних металорізальних верстатах застосовують різні засоби контролю лінійних та кутових розмірів та переміщень.

На шліфувальних верстатах для врізного шліфування та хонінгувальних верстатах застосовують прилади активного контролю розмірів деталей у процесі обробки.

На шліфувальних верстатах, що працюють «на прохід», застосовують прилади для контролю розмірів деталей після обробки (підналагоджуваники). На верстатах з лезовим різальним інструментом – токарних, свердлильних, фрезерних, розточувальних та багатоцільових – застосовують:

- лінійні енкодери для координатних вимірювань розмірів деталей та переміщень і позиціонування робочих органів верстата, головним чином ріжучого інструменту;
- кутові енкодери, встановлені на валу електродвигуна або електроприводу забезпечують зворотний зв'язок за швидкістю та для непрямих вимірювань переміщень робочих органів верстата та позиціонування ріжучого інструменту;
- датчики торкання для контролю розмірів деталей та позиціонування оброблюваних поверхонь та ріжучої кромки інструменту при координатних вимірюваннях;
- лазерні безконтактні пристрої, встановлені на верстаті контролю стану різального інструмента;
- пристрої для налаштування інструменту поза верстатом для багатоцільових верстатів з автоматичною зміною інструменту.

Прилади активного контролю розмірів для шліфувальних та хонінгувальних верстатів розташовані безпосередньо на верстаті, вони вимірюють розмір деталі у процесі обробки та видають керуючі команди (інформацію) на зміну режиму шліфування та закінчення обробки при досягненні оброблюваної деталлю заданого розміру. Прилади активного контролю також можуть вимірювати розміри деталей безпосередньо після обробки та видають команди в систему керування верстата на підналагодження інструменту.

Прилади активного контролю для шліфувальних та хонінгувальних верстатів встановлені на верстаті або поруч із верстатом і контролюють розмір оброблюваної або щойно обробленої деталі з метою забезпечення заданого допуску, попередження та виключення браку. Прилади також забезпечують автоматизацію процесу обробки, встановлюючи замкнутий зворотний зв'язок за розміром та підтримуючи оптимальні режими обробки.

Контроль розмірів деталей та переміщень інструменту є невід'ємною частиною технологічного процесу на верстатах-автоматах, автоматичних лініях, верстатах з ЧПК та багатоцільових верстатах. Неможливо забезпечити автоматичну роботу верстатів, не здійснюючи безперервно чи періодично контроль результатів обробки та не керуючи точністю цієї обробки шляхом видачі команд на підналагодження, зміну інструменту, зміну режимів різання та на зупинку верстата при досягненні заданого розміру чи появи браку.

Прилади для контролю розміру деталі в процесі обробки контролюють оброблюваний розмір безперервно під час різання, головним чином на шліфувальних або хонінгувальних верстатах, і інформація, що отримується, використовується для автоматичної або ручної зміни режимів подачі різального інструменту (шліфувального круга) та припинення обробки при досягненні заданого розміру. Ці прилади використовуються в тих випадках, коли розмір, що обробляється, змінюється за рахунок переміщень (подачі) робочої поверхні ріжучого інструменту (абразивного круга) у напрямку зміни оброблюваного розміру. До таких видів обробки відносяться, наприклад, внутрішнє шліфування, зовнішнє кругле врізне шліфування, хонінгування тощо.

Прилади для контролю розміру деталі безпосередньо після обробки

(підналагоджувальники), застосовують у тих випадках, коли отримання заданого розміру забезпечується попередньою установкою робочої поверхні ріжучого інструменту «на розмір», тобто на певній відстані від установчих баз, або від осі обертання оброблюваної деталі, або обробного інструменту, а також тих випадках, коли вимірювати оброблювану деталь безпосередньо у процесі обробки неможливо. У цьому випадку інформація про розмір вже обробленої деталі, яка отримується від приладу, використовується для зміни положення робочої поверхні ріжучого інструменту (підналагодження інструменту для обробки наступної деталі) або для припинення обробки. До таких видів обробки відносяться безцентрове кругле шліфування «на прохід», шліфування торців «на прохід», коли шліфувальні круги встановлені на відстані, що дорівнює остаточному розміру оброблюваної між ними деталі, розточування, у тому числі алмазне, обточування, плоске шліфування «за один прохід», розгортання тощо.

Прилади активного контролю вирішують два основні завдання:

- дозволяють повністю автоматизувати процес обробки, замикаючи зворотний зв'язок за розміром;

- частково усувають вплив на результат обробки різних систематичних та випадкових факторів, що діють у системі верстат – пристосування – інструмент – деталь (ВПД), таких як зношування ріжучого інструменту, температурні та пружні деформації в системі ВПД, що виникають через нестабільність припуску, механічних властивостей оброблюваного матеріалу та затуплення різального інструменту [4].

Основна сфера застосування приладів активного контролю – фінішна абразивна обробка деталей на шліфувальних та хонінгувальних верстатах. Це пояснюється високими вимогами до точності обробки та відносно малою розмірною стійкістю різального інструменту (шліфувальних кругів) [5].

Однак з появою багатоцільових верстатів з лезовим інструментом, оснащених системою ЧПК, їх також стали оснащувати вимірювальними приладами, проводити вимірювання розмірів деталей та положення інструменту в процесі до або після обробки.

Широке поширення в приладах активного контролю набув електронний принцип вимірювання. Цьому сприяє властива даному принципу швидкодія, можливість перетворення сигналу в потрібну та зручну форму, добре розвинена та швидко прогресуюча елементна база для створення приладів, а також наявність стандартизованих вторинних пристроїв для проміжних перетворень та отримання відліку, сигналів та команд у потрібній формі. У якості первинних чутливих елементів у сучасних приладах активного контролю для шліфувальних верстатів найчастіше застосовують індуктивні перетворювачі. Більшість приладів, що випускаються, забезпечені мікропроцесорними або комп'ютерними блоками управління з цифровим відліком та розвиненим програмним забезпеченням.

Прилад активного контролю за допомогою своїх дискретних релейних команд повністю керує режимом знімання припуску з оброблюваної деталі та відведенням шліфувального круга при досягненні заданого розміру. Однак на сучасних верстатах з ЧПК система керування дозволяє отримувати від приладів не тільки релейні команди, а й аналоговий сигнал або кодовану інформацію (інтерфейс) про поточний розмір деталі, швидкості знімання припуску тощо і використовувати її для організації оптимального циклу управління процесом обробки.

В цілому завданням комплексу, що складається з металорізального верстата та приладу активного контролю, є отримання деталей з обробленою поверхнею, розміри якої повинні знаходитись у межах заданого поля допуску. З цією метою в процесі обробки знімається припуск на заготовці. Прилад здійснює вимірювання оброблюваної деталі; при досягненні визначених рівнів розміру подає в систему управління верстата команди на зміну режимів обробки (зменшення подачі) та на припинення обробки. Таким чином, сучасні і майбутні прилади активного контролю повинні бути призначені не тільки для контролю розмірів і переміщень, а й для вирішення більш широкого кола вимірювальних завдань порівняно з традиційними. Збільшення числа контрольованих параметрів в процесі обробки – характерна особливість перспективного розвитку методу активного контролю.

Список літератури

1. Марчук В.І, Михалевич В.Т. Автоматичне управління точністю оброблення: монографія. Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2013. 186 с.
2. Денисюк В. Ю., Симонюк В. П., Лапченко Ю. С. Засоби активного контролю в машино- та приладобудуванні і перспективи їх розвитку. «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем (КЗЯТПС – 2021)»: зб. тез доп. XI Міжнар. наук.-практ. конф., м. Чернігів, 26–27 травня 2021 р. Чернігів, 2021. Т. 1. С. 100 – 101.
3. Денисюк В. Ю., Симонюк В. П., Лапченко Ю. С., Новосад Б. І. Метрологічне забезпечення точності приладів активного контролю в процесі обробки. «Перспективні технології та прилади»: зб. статей. 2020. Вип. 16. С. 38 – 47.
4. Денисюк В.Ю. Динамічні похибки в системах активного контролю та їх визначення в умовах експлуатації. «Інформаційно-вимірювальні технології ІВТ-2022»: зб. тез доп. Міжнар. наук.-практ. конф., м. Львів, 9–10 листопада 2022 р. Львів, 2022. С. 53 – 55.
5. Денисюк В.Ю., Симонюк В.П., Лапченко Ю.С. Технологічне забезпечення точності деталей підшипників засобами активного контролю. «Прогресивні напрямки розвитку технологічних комплексів»: зб. наук. праць VI Міжнар. наук.-техн. конф. м. Луцьк, 2-4 черв. 2020 р. Луцьк, 2020. С. 148 – 149.

ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛУ ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ СПАЛЮВАННЯ ЗАЛІЗО-АЛЮМІНІЄВОГО ТЕРМІТУ

Савюк І.В.,

СП ТОВ «Модерн Експо», провідний інспектор з якості

Сучасне машинобудування може бути ефективним лише за умови максимальної енергоощадності та безвідходності виробничих циклів. Використання відходів забезпечує не лише ефективність виробництва, а й вирішує низку екологічних проблем, тому однією з важливих задач для подальшого розвитку промисловості України є комплексне використання відходів промислових виробництв.

У якості вихідних матеріалів використовували попередньо подрібнену та просушену окалину сталі 18Х2Н4МА, яка утворюється на підприємстві ТОВ ВО «Ковельсьільмаш», порошок алюмінію ПА-3 та калієву селітру у співвідношеннях 72/19/9 [1].

Методом алюмотермічного СВС-синтезу [2] було отримано матеріал, хімічний склад якого наведено на рисунку 1.

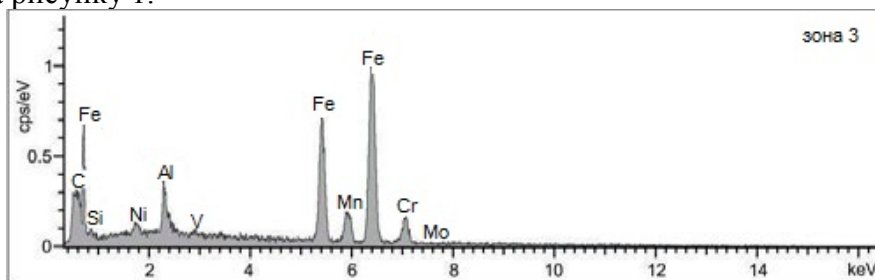


Рисунок 1 – Дифрактограма отриманого матеріалу

Основою матеріалу є відновлене залізо. Даний матеріал можна віднести до якісних конструкційних сталей. Наявність високого вмісту алюмінію пояснюється неповним розділенням металу та шлаку при проходженні екзотермічної реакції.

Дослідження міцності при стисненні проводили на машині МТ 120-40. З метою зменшення сили тертя, що може порушити одновісний пружно-деформований стан, на торцеві поверхні зразка наносили парафіновий шар. Зразок був виконаний у формі куба з розмірами $5 \pm 0,5$ мм. Тиск випробувань 40 МПа. Результати випробувань наведені на рисунку 2.

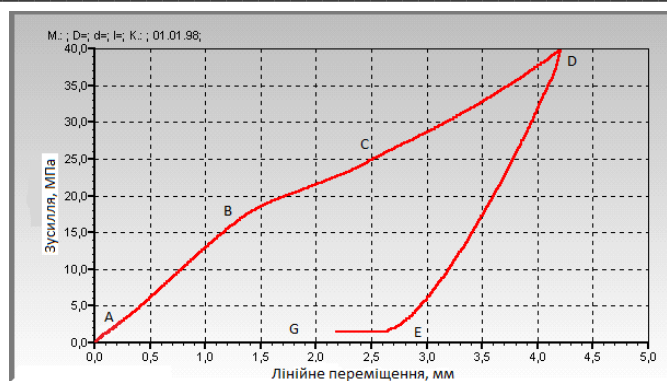


Рисунок 2 – Залежність лінійної деформації від прикладеного зусилля

Крива деформації є характерною для пластичного руйнування. Відрізок *AB* є площиною текучості. На цій ділянці відбувається зміщення атомних шарів один відносно одного. На відрізку *BC* відбувається зміцнення матеріалу за рахунок зміни внутрішньої структури зразка, в результаті чого зразок проявляє спротив деформуванню. Відрізок *CD* – пластична деформація. На цій ділянці збільшується поперечне січення зразка. Відрізок *DE* є кривою розвантаження та показує зону пружної деформації зразка та залишкову деформацію.

Вимірювання твердості проводили згідно з ГОСТ 9013-59. Твердість для сирого зразка наведена за шкалою HRA. В якості індентора використовували алмазний наконечник з кутом при вершині 120° , навантаження 60 кгс. Вимірювання твердості проводили на різних глибин зразка.

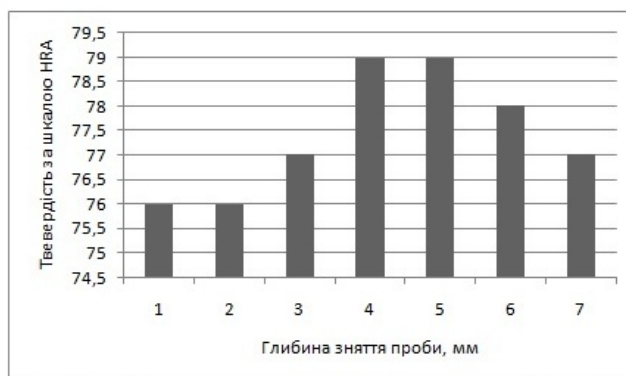


Рисунок 3 – Твердість сирого зразка в залежності від глибини зняття проби

Зміна твердості в залежності від глибини зняття проби пояснюється зміною хімічного складу що відбувається в результаті горіння екзотермічної суміші. Тенденція зміни твердості дозволяє стверджувати про вплив технологічних показників горіння екзотермічних сумішей на властивості отриманих матеріалів. Зміна гранулометричного складу суміші в сторону укрупнення порошоків дозволяє збільшити твердість. Це відбувається за рахунок меншої щільності засипки що в свою чергу призводить до кращого проходження газів і як наслідок зменшує консолідацію легуючих елементів у верхній частині матеріалу.

Для дослідження ударної в'язкості відбирали зразки що не мали явних зовнішніх дефектів (раковин, тріщин,) та відповідали вимогам ГОСТ 10708-82. Зразок встановлювали на опори копора таким чином щоб надріз був з протилежного боку від удару. Дослідження проводили при температурі $+60^\circ\text{C}$, $+40^\circ\text{C}$, $+20^\circ\text{C}$, 0°C , -20°C . КСУ для сирого матеріалу при різних температурах наведено на рисунку 4.

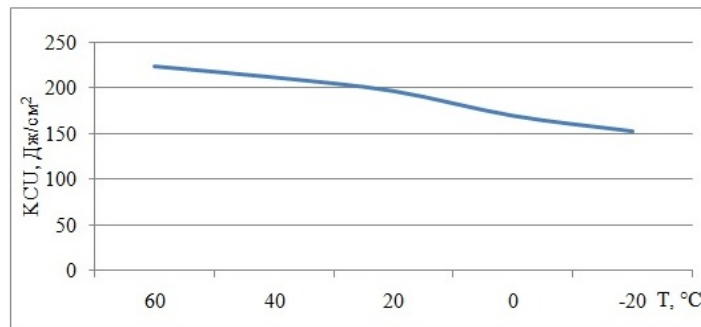


Рисунок 4 – Ударна в'язкість сирого зразка

По результатах випробувань зразків з U подібним надрізом найменша ударна в'язкість матеріалу при температурі $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, яка становить 150 Дж/см^2 , що є достатнім для матеріалів що працюють в умовах реверсивного тертя та температурах $90\text{-}120\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Висновки. Результати досліджень механічних властивостей отриманого матеріалу дають підстави стверджувати, що матеріал можна використовувати для виготовлення деталей конструкційного призначення.

Література

1. В.Д. Рудь, І.В. Савюк, Л.М. Самчук, Ю.С. Повстяна. Отримання матеріалу на основі окалини сталі методом алюмотермії. Slovak international scientific journal # 14, (2018) | MATERIALS SCIENCE AND MECHANICS OF MACHINES
2. В.Д. Рудь, І.В. Савюк, Л.М. Самчук, Ю.С. Повстяна. Переробка залізної окалини алюмотермічним методом. Міжвузівський збірник "НАУКОВІ НОТАТКИ". Луцьк, 2015. Випуск № 50.

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСЬОВИХ ПЕРЕМІЩЕНЬ ФОРМОУТВОРЮЮЧОГО РІЗАЛЬНОГО ЕЛЕМЕНТА ПРИ ФРЕЗЕРУВАННІ ОДНОЗУБОЮ ТА БАГАТОЗУБОЮ СТУПІНЧАСТОЮ ФРЕЗОЮ

Виговський Г.М., к.т.н., проф., Громовий О. А., к.т.н., доц., Плисак М.М., аспірант
Державний університет «Житомирська політехніка»

Під час експлуатації, точність виготовлення виробів є ключовим фактором, що визначає їх довговічність та надійність. Вимоги до точності виготовлення деталей в машинобудуванні постійно зростають, оскільки потужні та високошвидкісні машини не можуть функціонувати без достатньої точності, а деталі повинні правильно взаємодіяти при складанні виробів та в умовах експлуатації, для уникнення деформацій, вібрацій та передчасного зносу.

Для забезпечення точних розмірів та геометричної форми плоских поверхонь використовуються методи торцевого фрезерування інструментами, оснащеними надтвердими матеріалами (НТМ), які мають ряд переваг по відношенню до шліфування, недоліком якого є низька продуктивність та дефекти поверхневого шару [1, 2].

Разом з тим, нестаціонарність процесу різання, яка властива процесам торцевого фрезерування, призводить до змінних деформацій технологічної системи, спричинених нерівномірним тепловим розширенням конструкції машини та статичним динамічним навантаженням. Величини цих деформацій залежать від просторової жорсткості пружної технологічної системи, зокрема від підсистеми інструмент-деталь. При торцевому фрезеруванні плоских поверхонь деталей з сірого чавуну, похибки обробки внаслідок пружних деформацій технологічної системи становлять $64\text{ - }86\%$ від сумарної похибки обробки, а на чистових операціях багатолезовим інструментом до 20% . Це призводить до осьових деформацій різальних інструментів, коливань положення формуютьорюючих різальних елементів, погіршення якості обробки та впливає на форму деталі [3]. З метою зменшення обсягу натурних досліджень процесів різання широкого застосування набули

методи моделювання процесів механічної обробки методом скінченних елементів (МСЕ) в програмних середовищах: Abaqus, AdvantEdge, Ansys, Deform-3D тощо.

Метою дослідження було визначення осьових переміщень формоутворюючого різального елемента при фрезеруванні однозубою та багатозубою ступінчастою фрезою сірого чавуну СЧ-21 та вуглецевої сталі У8 шляхом моделювання динаміки процесу косокутного торцевого фрезерування у програмі Ansys.

Умови моделювання: косокутне фрезерування сірого чавуну СЧ-21 та вуглецевої сталі У8 однозубою і багатозубою ступінчастою фрезою діаметром 360 мм, яка оснащена 24 різальними елементами з використанням спірально-ступінчастого розташування; швидкість різання $v = 2,5$ м/с; подача – 0,25-0,625 мм/зуб; глибина різання $t = 0,12$ мм. Інструментальний матеріал – гексаніт-Р. Геометрія різця: плоска передня поверхня, передній кут $\gamma = -10^\circ$, задній кут у напрямку вектору швидкості різання $\alpha_v = 12^\circ$. Кут нахилу головної різальної кромки $\lambda = -35$. Значення складових сил різання (тангенційна – P_z , осьова – P_x , радіальна – P_y), що були виміряні під час експериментальних досліджень однозубою торцевою фрезою діаметром 250 мм [4].

Отримані результати комп'ютерного моделювання осьових переміщень формоутворюючого різального елемента в залежності від зміни подачі з 0,25 до 0,625 мм/зуб, при обробці сірого чавуну СЧ-21 та вуглецевої сталі У8, однозубою та багатозубою ступінчастою фрезою представлені на рис. 1. Розраховані осьові переміщення формоутворюючого різального елемента при обробці однозубою та багатозубою фрезою показані на рис. 2.

Встановлено, що в залежності від зміни подачі з 0,25 до 0,625 мм/зуб збільшуються осьові переміщення формоутворюючого різального елемента, що призводить до коливань положень формоутворюючих різальних елементів та погіршення якості обробки.

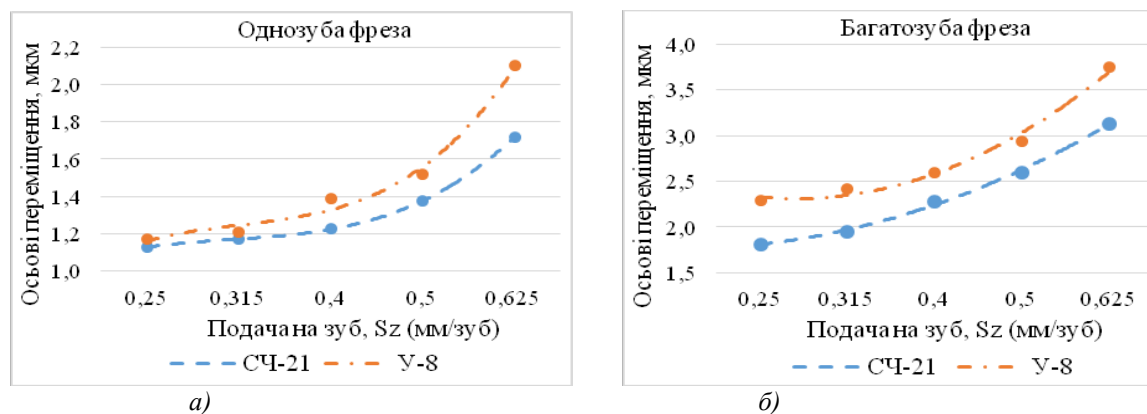


Рисунок 1 – Розраховані осьові переміщення формоутворюючого різального елемента при обробці сірого чавуну СЧ-21 та вуглецевої сталі У8: а) однозубою; б) багатозубою фрезою

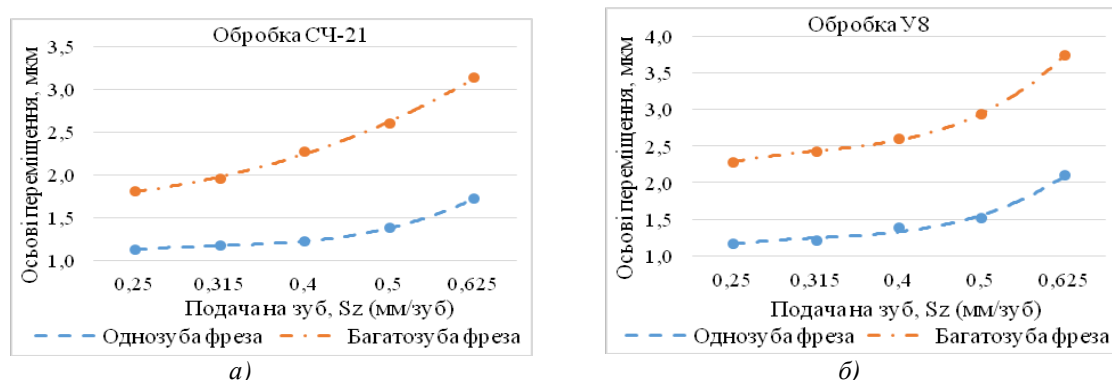


Рисунок 2 – Розраховані осьові переміщення формоутворюючого різального елемента при обробці однозубою та багатозубою фрезою: а) сірого чавуну СЧ-21; б) вуглецевої сталі У8.

Дослідження осьових переміщень формоутворюючого різального елемента при фрезеруванні однозубою та багатозубою ступінчастою фрезою сірого чавуну СЧ-21 та вуглецевої сталі У8 показують, що вплив чорнових різальних елементів призводить до значного осьового переміщення формоутворюючого різального елемента, погіршує якість обробки та впливає на форму деталі.

Література

1. Мельничук П. П. Теоретико-технологічне обґрунтування можливостей обробки плоских поверхонь деталей торцевим лезовим інструментом, оснащеним надтвердими матеріалами, замість шліфування / П. П. Мельничук, В. Ю. Лоев // Вісник Хмельницького національного університету. Технічні науки. - 2014. - № 3. - С. 164-172.
2. Виговський Г.М. Процес різання торцевими ступінчастими фрезами з косокутною геометрією різальних частин, що оснащені надтвердими матеріалами (НТМ) / Г.М. Виговський, П.П. Мельничук // Вісник ЖІТІ. – 1998. – № 7. – С. 73–81.
3. Nguyen, Hai Trong, Hui Wang, and S. Jack Hu. "Characterization of cutting force induced surface shape variation in face milling using high-definition metrology." *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 135.4 (2013).
4. Виговський, Г.М. Підвищення працездатності торцевих фрез для чистової обробки плоских поверхонь [Текст]: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05.03.01 «Процеси механічної обробки, верстати та інструменти» / Виговський Георгій Миколайович. – Київ, 2000. – 16 с.

ІМІТАЦІЙНА МОДЕЛЬ МОТАЛЬНОГО МЕХАНІЗМУ ПЕРЕМОТУВАЛЬНИХ МАШИН

Манойленко О.П., к.т.н., доцент, доцент, manojlenko.op@knutd.edu.ua;

Горобець В.А., к.т.н., доцент, доцент va1948@ukr.net;

Харченко Р.Ю., магістр; Колісник В.В., магістр

Київський національний університет технологій та дизайну

В машинобудуванні імітаційне (комп'ютерне) моделювання механізмів є перспективним рішенням, оскільки дозволяє прискорити дослідження та оптимізувати параметри механізмів залежно від їх конструкції та властивостей матеріалів. Використання систем автоматизованого проектування дозволяє створювати віртуальні прототипи та отримувати точні результати розрахунків [1].

У цій роботі проведено імітаційне моделювання мотального механізму з укочуючим роликом з метою дослідження фрикційних зв'язків та процесу пакування в перемотувальних машинах. Ефективна робота укочуючого ролика залежить від балансу сил тертя та інших факторів, що впливають на його проковзування. У роботі [2] розглянуто шляхи зменшення проковзування, вказуючи на те, що використання елементного ролика [3] суттєво зменшує його. Однак, при розрахунках було враховано лише геометричні особливості конструкції, і не були враховані фізичні параметри та 3D-контакт пакування та укочуючого ролика, такі як матеріал, маса елементів укочуючого ролика, зусилля притискання, коефіцієнти тертя, пружність матеріалу, пружність роликів тощо. Крім того, при розрахунках величини проковзування були використані припущення, що передбачають роботу механізму за граничних умов при коефіцієнті запасу зчеплення $\beta=1$ [2], де полюс кочення знаходиться посередині твірного елемента укочуючого ролика, а значення кутової швидкості елементів укочуючого ролика приймаються постійними.

Для глибшого вивчення роботи укочуючого ролика в мотальному механізмі рекомендується провести фізичні експерименти або використати комп'ютерне імітаційне моделювання. Цей комплексний аналіз дозволить встановити причини проковзування ролика та оцінити ефективність запропонованих методів його усунення. Комп'ютерне моделювання надасть можливість вивчати різні варіанти режимів роботи та конструкцій ролика, що допоможе знизити витрати на експериментальні дослідження.

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

Для імітаційного моделювання процесу намотування пропонується 3Д модель (рис. 1) моторного механізму включає 20 конфігурацій 3D-моделей намотувальних механізмів з різними типами укочуючих роликів: M1, M2, M3, M4, де кожен тип має різну кількість елементів укочуючого ролика (відповідно 1, 2, 3 та 4 елементи).

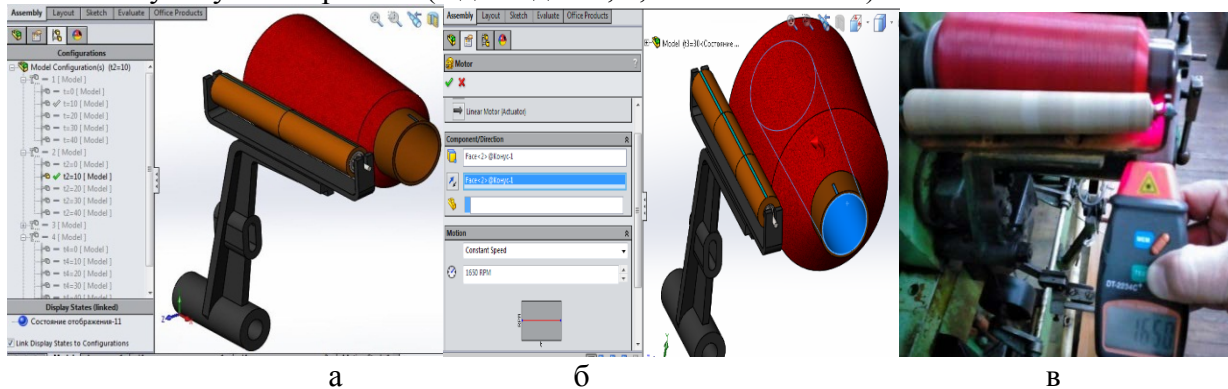


Рисунок 1 – 3Д модель моторного механізму: а – конфігурації механізмів та пакування машини «Полікон»; б – параметри частоти обертання бобіни моделі механізму; в – параметри робочої частоти обертання на машині «Полікон»

Крім того, пакування має фіксовану миттєву товщину тіла, яка варіюється від 0 до 40 мм з кроком 10 мм, що імітує дискретність процесу намотування пакування.

Робоча частота обертання пакування (бобіни) становить $n=1650$ об/хв ($\omega = 172,78$ рад/с) (рис. 1, б), що відповідає робочій частоті обертання машини «Полікон» (рис. 1, в). В результаті імітаційного моделювання був встановлений параметри 3Д-контакту для бобіни та укочуючого [1] (статичне та динамічне тертя $\nu_k=1,016 \cdot 10^{-2}$ м/с, $\nu_s=1,0 \cdot 10^{-4}$ м/с, коефіцієнти тертя $\mu_v = 0,1$, $\mu_s=0,15$, коефіцієнт пружності $\mu_s=1,1 \cdot 10^4$ Н/м, показник степені в експоненціальній моделі $e=2$, коефіцієнт демпфування $C_{\max} = 5 \cdot 10^2$ Н с/м, коефіцієнт пружності $C=1,1 \cdot 10^4$ Н/м), що дозволяє наблизити комп'ютерну модель до фізичної моделі.

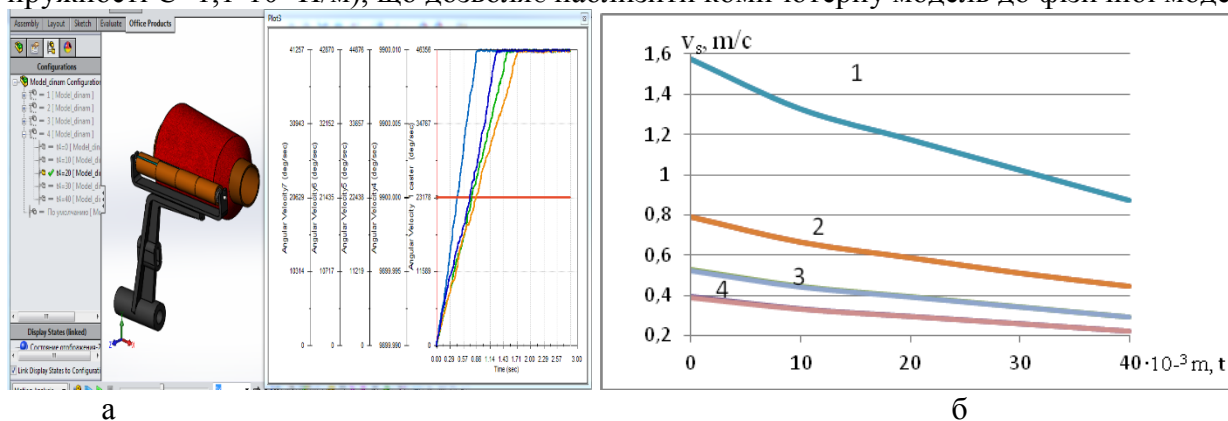


Рисунок 2 – Кінематичні параметри механізму намотування: а – параметри укочуючого ролика модифікації M4 при пакуванні $t_2=20$ мм; б – діаграми середнього значення швидкості ковзання укочуючих роликів (1 – модифікації M1; 2 – модифікації M2; 3 – модифікації M3; 4 – модифікації M4)

Комп'ютерний експеримент був проведений для різних модифікацій укочуючого ролика залежно від тіла намотування у результаті була виконана серія розрахунків з 20 моделей. На рисунку 2, а показано приклад результату комп'ютерного моделювання модифікованого моторного механізму M4. Графіки демонструють максимальну швидкість та час розгону елементів укочуючого ролика з урахуванням значення $\epsilon \neq 0$ с⁻² при пуску. Також видно, що під час руху зі сталою швидкістю відбуваються коливання швидкості

($\approx 0 \text{ c}^{-2}$), які можуть бути спричинені проковзуванням елементів ролика та взаємодією між різними частинами механічної системи.

Результати комп'ютерного моделювання дозволяють встановити розподіл частот обертання укочуючого ролика та зміщення центра кочення циліндричного укочуючого ролика по кінчному пакуванню. Це дозволяє оцінити вплив сили притискання укочуючого ролика на зміщення центра кочення. Зміна діаметру бобіни та кількості укочуючих роликів впливає на частоту їх обертання, а значення прискорення варіюється для різних роликів.

Отримані результати дозволяють встановити оптимальні параметри механізмів намотування та розробити алгоритми комп'ютерного експерименту, які використовуються для ефективного проєктування та дослідження перемотувальних машин або фрикційних передач.

Література

1. Paul Kurowski. Engineering Analysis with SOLIDWORKS Simulation 2021, SDC Publications, 2021. 600 p.
2. Manoilenko O. P. The research of the process of forging a rolling roller through the pack of the final form of rewinding machines / O. P. Manoilenko, B. S. Zavertannyi, O. O. Akymov // *Vlákna a textil (Fibres and Textiles)*. – 2020. – Vol. 27, № 2, June. – P. 69-73..
3. Патент України на корисну модель UA 136674 U, B65H 54/00. Пристрій для намотування нитки у бобіни / О.О. Акимов, О.П. Манойленко, Б.С. Завертанний. – № u201902866; заявл. 22.03.2019; опубл. 27.08.2019. – Бюл. № 16/2019.

КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ КОНТАКТНОГО ТОЧКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ

Фешук М.Ю. *інженер зі зварювання*

Компанія PATON INTERNATIONAL

Фешук Ю.П. ^[0000-0001-6259-1916] *к.т.н., доц., Рибальченко В.С., аспірант*

Луцький національний технічний університет

y.feshchuk@lntu.edu.ua

Вступ. Сучасний підхід до виготовлення просторових конструкцій з листового матеріалу полягає у поєднанні штапованих деталей та деталей, одержаних із застосуванням лазерного розкрою з використанням контактного точкового зварювання. На сьогодні точкове зварювання дозволяє отримати нероз'ємні з'єднання заготовок у готовий виріб що призвело до поширення його в різних галузях. До характерних особливостей контактеного точкового зварювання відносять: високу продуктивність процесу (час для зварювання однієї точки займає від 0,02 до 1 с), низьку витрату додаткових матеріалів (води, повітря), легкість у керуванні процесом та екологічність в порівнянні з іншими технологічними процесами. Однією з основних переваг контактеного точкового зварювання є можливість механізації, роботизації та автоматизації процесу, що забезпечило широке застосування контактеного точкового зварювання як в автомобілебудівній промисловості так і в інших галузях промисловості [1].

Як правило, в автомобільній промисловості існує проблема контролю зміни якості зварних точок як в межах одного виробу так і в межах серії. Особливого значення це питання набуває в умовах серійного та масового виробництва [2]. З метою своєчасного виявлення відхилень параметрів зварної точки від оптимальних значень доцільно розробити систему автоматизованого моніторингу, яка забезпечить значне зменшення дефектів контактеного точкового зварювання. Підвищення якості процесу зварювання призведе до зниження собівартості готової продукції. Такі системи моніторингу можна створити на основі одноконтурної для локального збудження та вимірювання магнітного поля, з визначенням діапазону частот, у якому спостерігається найвища чутливість виявлення пошкоджень, для різних розмірів дефектів контактеного точкового зварювання [3].

Результати досліджень. Робота полягала у створенні пристрою для індукційного неруйнівного моніторингу процесу точкового зварювання та комп'ютерної обробки одержуваних сигналів. Індукційний метод неруйнівного контролю базується на явищі електромагнітної індукції. Його фізична сутність полягає в тому, що при намагнічуванні деталі, яка перебуває змінному магнітному полі, в місцях дефектів з'являється змінне поле розсіювання, які створюють індуктивну ЕРС в спеціальному шукачі (рисунок 1).

Хоча попри це все, варто брати до уваги, що відсутність однозначного зв'язку між показаннями приладу розмірами і ступенем небезпеки дефекту являється спільним недоліком для всіх магнітних приладів. Саме через це даний прилад вимірює безпосередньо не дефект, а лише спотворення магнітного поля, викликане даним дефектом. А на спотворення, в свою ж чергу, впливають розміри дефекту, його обриси та місце дислокації в товщі металу. При цьому

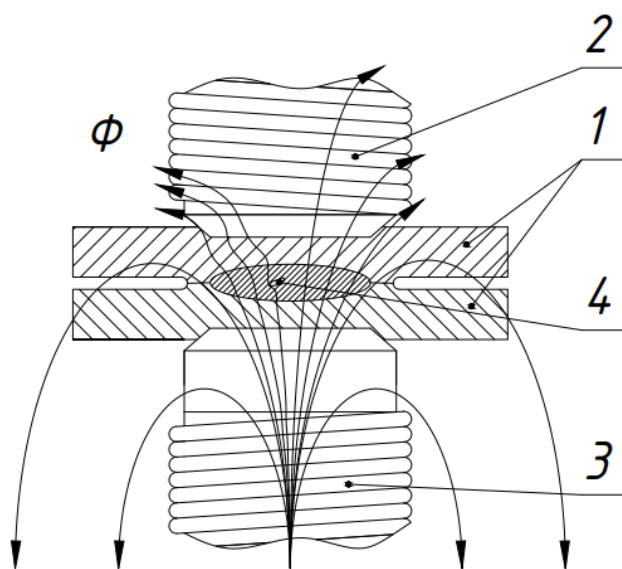


Рисунок 1 – Схема проведення контролю індукційним методом:
1 - виріб; 2 – електромагніт; 3 - дефект; 4 – шукач

втягнутий дефект, розташований поперек потоку, викликати більше спотворення, ніж той же дефект при розташуванні уздовж потоку. Також менше спотворення дасть дефект з округленими обриси, ніж дефект з гострими краями. Через ці всі особливості краще всього даним способом виявляються тріщини. Розподіл даних потоків розсіювання у поверхні виробу досліджується за допомогою додаткової котушки індуктивності КІ2 (рисунок 2).

Серед переваг даного методу слід зазначити: процес перевірки якості легко може бути об'єднаний з технологічним процесом виготовлення деталі; можливість автоматизації процесу перевірки якості.

Створена система контролю процесу точкового зварювання оснащена перевіркою у відповідності з вибраними режимами. Електрична схема установки складається із імпульсного зварювального трансформатора з трьома ножовими перемикачами (SA1), регулятора циклу зварювання (A1), АЦП Е 14-140 (A2), персонального комп'ютера (A3) силової частини (СЧ) та підсилювача сигналу (ПС).

Зварювальний трансформатор трьохфазний. Вторинна напруга і струм трансформатора залежить від коефіцієнта трансформації і регулюється зміною положення ножового перемикача, що відповідає певному номеру ступеней.

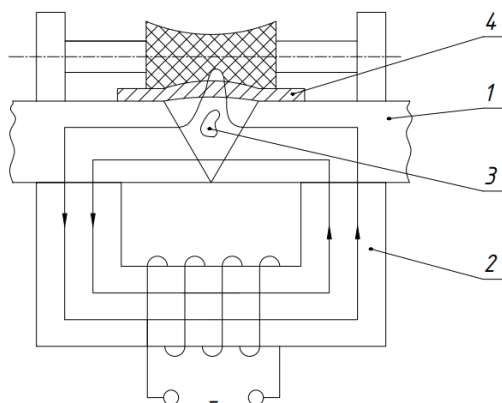


Рисунок 2 – Схема проведення контролю

В нижній частині корпусу машини встановлений контактор тиристорний для включення і виключення струму первинної обмотки трансформатора, шляхом зміни кута відкриття тиристорів. Послідовність і тривалість операції циклу зварювання забезпечується за допомогою РЦС (А1). Машина керується одною педальною кнопкою (SB1), яка встановлюється в зручному для роботи місці.

Регулятор циклу зварювання РЦЗ призначений для регулювання параметрів режиму точкового зварювання і дозволяє забезпечити [24]:

- керування послідовністю дій машини для точкового контактного зварювання, яка має тиристорний контактор і пневматичний клапан постійного струму;
- регулювання тривалості позицій зварювального циклу з цифровим підрахунком;
- керування тиристорним контактором і регулювання величини зварювального струму;
- стабілізацію діючого значення зварювального струму при коливаннях напруги мережі.

Вихідні сигнали опрацьовувались за допомогою програми, блок-схема якої наведена на рисунку 3.

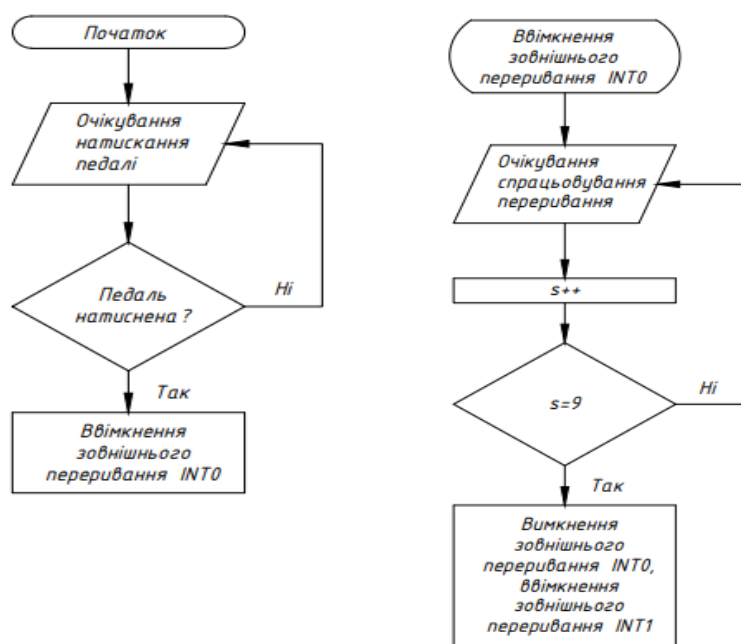


Рисунок 3 – Блок-схема програми

Висновки

В роботі розроблено систему контролю якості, що нівелює необхідність додаткової підготовки поверхні виробу та здатна створити лінію тренду появи дефектів, що в свою чергу зменшує кількість браку на виробництві.

Виконано симуляцію графіків протікання струму на котушці, що дозволило підібрати параметри, що відповідають поставленим вимогам.

Об'єднано програму контролю якості із програмою керування циклом зварювання, що дозволило автоматизувати дані процеси.

Розроблено систему підсилення для отримання, виведення та фіксації отриманих експериментальних даних на ПК.

Список літератури

1. Моніторинг технологічного процесу дугового роботизованого зварювання / І.О. Скачков // Автоматическая сварка. – 2017. – № 5-6 (764). – С. 83-86.

2. Advances in Robotic Welding for Metallic Materials: Application of Inspection, Modeling, Monitoring and Automation Techniques / Curiel, David; Veiga, Fernando; Send mail to Veiga F.; Suarez, Alfredo; Villanueva, Pedro // Metals. Open Access. Volume 13, Issue 4. April 2023 Article number 711.

3. Monitoring of thermoplastic induction welding defects. Use of electromagnetic properties as a predictive tool / Mazzeschi, Mattia; Nuñez, Karina ; Send mail to Nuñez K.C.;Cañibano, Estebana;Merino, Juan C // Structural Health Monitoring. Volume 22, Issue 3, Pages 1613 – 1627 May 2023.

ПОКРАЩЕННЯ СИСТЕМИ КЕРУВАННЯ ЕЛЕКТРОПРИВОДУ МОСТОВОГО КРАНУ

Бундза О.З., к.т.н., доцент¹, Мазан Б.В., магістрант², Пуць В.С., к.т.н., доцент³
¹Національний університет водного господарства та природокористування, м. Рівне
²ТОВ «Технічний університет «Метінвест політехніка», м. Запоріжжя
³Луцький національний технічний університет, м. Луцьк

Серед механізмів, що приймають участь у процесі виробництва промислової продукції, величезна роль відводиться підйомно-транспортним машинам. На промислових підприємствах холдингу «Метінвест» досить поширеним та універсальним підйомно-транспортним пристроєм є мостовий кран вантажопідйомністю 10 т виробництва ТОВ «Завод Кранкомплект».

Однак при підйомі важких вантажів на велику висоту виникають коливання підвішеного вантажу, кожне переміщення візка також викликає коливання вантажу. Це ускладнює позиціонування, і воно, відповідно, займає більше часу, що знижує продуктивність крану та вимагає більшого досвіду від кранівника.

Для запобігання коливанням вантажу в систему управління електроприводу мостового крана можуть бути впроваджені різні технічні рішення [1], наприклад:

- використання гідравлічних демпферів [2,3] - вони поглинають енергію, що виникає в результаті коливань, і зменшують їхню амплітуду;
- використання амортизаторів - вони забезпечують додатковий опір руху та дозволяють плавно уповільнювати та зупиняти вантаж;
- використання системи автоматичного регулювання коливань - ці системи використовують датчики та контролери для підтримки стабільності та зменшення коливань.

Одним з перспективних шляхів запобігання коливань вантажу є використання системи автоматичного регулювання коливань, наприклад системи SIMOCRANE Drive-Based Sway Control компанії SIEMENS.

Основним завданням системи автоматичного регулювання коливань SIMOCRANE Drive-Based Sway Control є усунення розгойдування та автоматичне положення з контролем коливань. Це може розвантажити кранівника та підвищити продуктивність крану в цілому.

Переваги SIMOCRANE Drive-Based Sway Control наступні:

- мінімальна потреба у додатковому обладнанні;
- вантаж можна переміщувати, керуючи погойдуванням, у ручному режимі або в режимі позиціонування, що дозволяє підвищити продуктивність крану;
- вищий рівень безпеки праці;
- швидке та просте введення в експлуатацію;
- висока гнучкість із багатьма варіантами адаптації;
- низькі витрати.

Реалізація SIMOCRANE Drive-Based Sway Control в системі керування мостового крана дозволяє суттєво знизити коливання вантажу або повністю їх погасити, а також збільшити продуктивність крана та безпеку праці. Однак, необхідно провести коректне встановлення та налаштування системи управління для досягнення оптимальних результатів.

Література:

1. Оптимізація режиму зміни вильоту і підйому вантажу баштового крана. Монографія / В.С. Ловейкін, Ю.О. Ромасевич, Г.В. Шумілов. – К.: ЦП „КОМПРІНТ”, 2013. - 174 с.
2. Оптимизация работы мостового крана с использованием гидравлического демпфера. К.А. Корнеев, А.В. Федотов, А.А. Конев, Д.В. Токарев. Материалы Международной научно-практической конференции «Современные технологии в машиностроении и металлообработке». Томск, 2019. С. 128-133.
3. Системы управления мостовыми кранами. Руководство. С.В. Лисицын, А.П. Смирнов. Москва: Энергоатомиздат, 2001. 364 с.

ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ОБРОБКИ ДЕРЕВИНИ АНТИСЕПТИКОМ

Шимко А.В., к.т.н.,¹ Налобіна О.О., д.т.н., професор¹, Мартинюк В.Л., к.т.н., доцент²

¹Національний університет водного господарства та природокористування, м. Рівне

²Луцький національний технічний університет, м. Луцьк

Заготівля деревини і виробництво якісних пиломатеріалів є одним з важливих напрямків розвитку народного господарства Волинського регіону та України в цілому.

Сталий розвиток згаданого напрямку неможливий без застосування новітніх розробок та технологій обробки і переробки деревини, одним з під напрямків яких є обробка пиломатеріалів антисептиком, яка дозволяє значно підвищити надійність і строк експлуатації майбутніх виробів та споруд.

Ринок обладнання для обробки деревини антисептиком представлений багатьма зразками різних виробників [1-3]. Проте вони не завжди найбільш повно підходять для конкретного замовника. До того ж ціна такого обладнання досить висока.

Тому актуальною є проблема проектування і випуску обладнання під конкретні умови експлуатації за прийнятною ціною.

І на основі наведеного вище, та при підтримці підприємств м. Рівне, була запроєктована і виготовлена наступна конструкція ванни для обробки пиломатеріалів антисептиком, показана на рис.

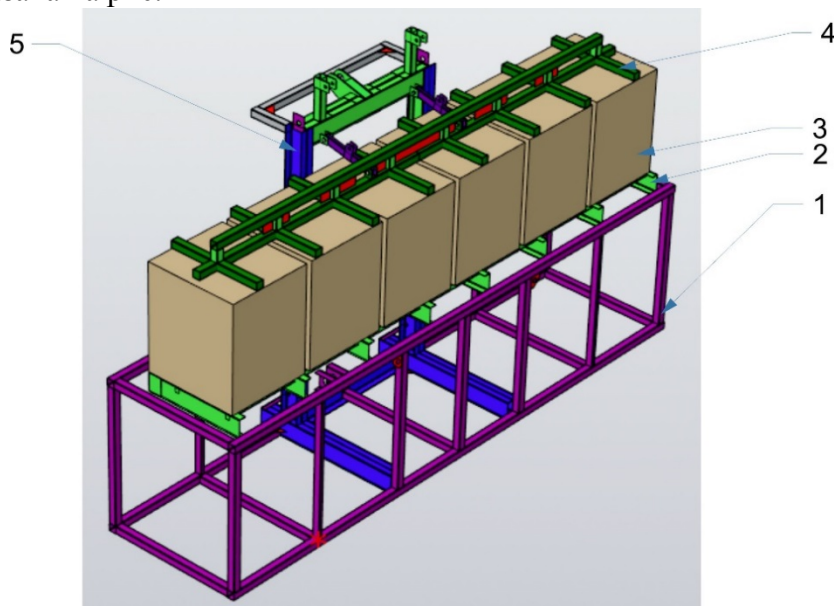


Рис. Обладнання для обробки деревини

Власне, обладнання складається з ванни 1, що являє собою металевий каркас зварений з квадратного профілю та обшитий сталевими листами, у який вварені силові направляючі 5 з швелера, замкнуті зверху траверсою. По силових направляючих рухається з допомогою силового гідроциліндра з ходом штока 1900 мм підйомна рама 2. На підйомну раму фронтальними навантажувачами ставляться палети пиломатеріалів з кубатурою до 11 м³, які двома гідроциліндрами і прижимом 4 фіксуються на підйомній рамі з метою запобігання спливанню у розчині антисептику. Гідросистема являє собою шестеренний насос з приводом через муфту від електродвигуна 15 кВт, маслобак, гідро розподільник, силовий гідроциліндр підйому і два гідроциліндри прижиму.

Реалізація запропонованої конструкції ванни дозволила суттєво підвищити продуктивність обробки пиломатеріалів антисептиком у порівнянні з іншими методами.

Література:

1. Устаткування для захисної обробки дерев'яних конструкцій [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://obrobka.pp.ua/2293-ustatkuvannya-dlya-zahisnoyi-obrobki-derevyanih-konstrukcy.html>. (дата звернення 14.05.2023). – Назва з екрана.
2. Установка для антисептування УАП-280Н (неприводна) [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://seneg.ru/equipment/cultivation/280h> (дата звернення 04.05.2020). – Назва з екрана.
3. Технологии и основные способы пропитки древесины [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://mokke.ru/tekhnologii-i-osnovnye-sposoby-propit>. (дата звернення 04.05.2020). – Назва з екрана.

ДОСЛІДЖЕННЯ ОБ'ЄМНИХ ДОЗАТОРІВ РІДКИХ ПРОДУКТІВ

Федорусь Ю.В., к.т.н., Гунько Ю. Л., к.т.н., Голячук С.Є., к.с.-г.н.
Луцький національний технічний університет

У харчовому виробництві дозування рідких матеріалів характеризується необхідністю забезпечення високої точності виконання даного процесу, що значною мірою залежить від дозуючих пристроїв та матеріалу дозування. Для неньютонівських рідких матеріалів (в'язкість матеріалів за заданих температурі і тиску залежить від швидкості деформації та властивостей матеріалу) напруження від швидкості зсуву залежить нелінійно.

Було встановлено, що чим вищою є в'язкість і адгезійні властивості рідкого продукту, що дозується, тим більшою мірою виникає необхідність у застосуванні примусового способу переміщення цього продукту, як по трубопроводах, так і в порожнини дозуючого пристрою. Заповнення порожнини дозатора пластично-в'язким продуктом є процесом нестационарним. Рідкий продукт, що дозується, підходячи до порожнини дозатора, деформується та переміщається в ній, маючи при цьому опуклу верхню поверхню. При підході до дна порожнини дозатора швидкість продукту зменшується. Тиск, що необхідний для заповнення форми складається з таких складових: місцевих втрат тиску (напору); втрат тиску(напору) під час руху матеріалу по довжині порожнини і тиску, що необхідного для остаточного заповнення порожнини дозатора. Час заповнення порожнини, як правило, є відомим. Виходячи з цього, основною розрахунковою величиною є значення тиску, який слід створити перед порожниною дозатора для її заповнення у певний проміжок часу. Якщо значення тиску перевищує необхідну величину, то рідкий продукт стискається, його густина зростає, що у свою чергу, спричиняє збільшення маси дози матеріалу. За недостатнього значення тиску маса дози продукту отримується меншою за встановлену.

Точність дозування продукту характеризує величину відхилень фактичних доз від номінальних значень. Відхилення, що спостерігаються при дозуванні продуктів, можуть мати як систематичну, так і випадкову складові [5]. Похибка системна є постійною за величиною та знаком або ж змінюється за деяким законом під час проведення контрольних проб. Можуть бути наступні причини виникнення систематичних похибок: неправильне встановлення дозуючого пристрою на задану норму видачі продукту, недооцінка впливу певних факторів (температурні, динамічні та інші). Слід передбачати такі негативні явища та усувати причини їх прояву.

Дослідження дозуючих пристроїв, що застосовуються для фасування рідких в'язких продуктів в тару, показало, що для таких продуктів слід використовувати дозатори, які працюють за об'ємним принципом та виконують примусовий відбір продукту у мірну ємність дозуючого пристрою, тобто здійснюють всмоктування рідкого матеріалу, а також виконують примусову подачу продукту з мірної ємності тару. Оптимальним для дозування рідких матеріалів є поршневі дозатори. Такий дозатор має наступну будову (рис. 1).

Форсунка дозатора приводиться в рух від пневмоциліндра. Закриття виходу форсунки здійснюється центральним штоком, який приводиться в рух пневмоциліндром. Шток, з'єднаний з носиком форсунки.

Для визначення раціональних кінематичних та динамічних параметрів переміщення штока дозатора може бути використана математична модель процесу дозування рідких (в'язких) матеріалів, яка виражається рівнянням руху штока дозатора та може бути записане наступним чином:

$$M \cdot \frac{d^2x}{dt^2} = p_1 \cdot F_1 - p_2 \cdot F_2 - p_a (F_1 - F_2) - F_{m1} - F_{m2}, \quad (1)$$

де M – приведена маса рухомих частин дозатора;

x – поточне значення переміщення штока;

p_1 – заданий тиск дозування ; p_2 – тиск у штоковій камері; p_a – атмосферний тиск; F_1 – площа поперечного перерізу пневмоциліндра; F_2 – площаносика форсунки; F_{m1} – сила тертя ковзання пневмоциліндра; F_{m2} – сила тертя ковзання штока.

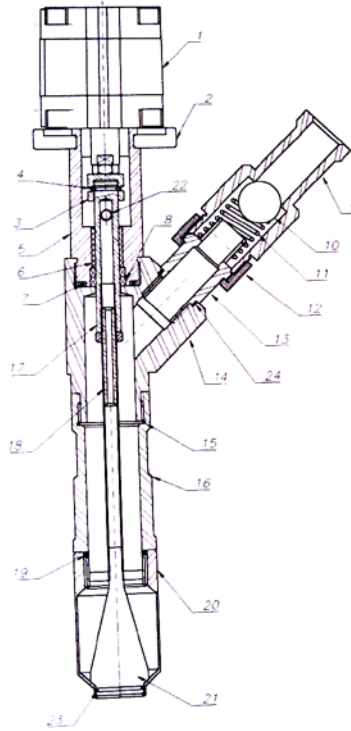
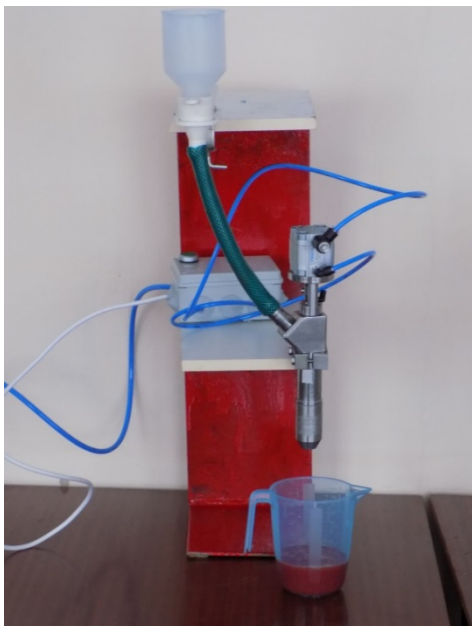


Рисунок 1 – Дозуючий пристрій для рідких матеріалів: 1 – пневмоциліндр; 2 – кріплення циліндра; 3 – зчеплення циліндра; 4 – фіксатор; 5 – кронштейн циліндра; 6 - втулка ; 7 – кільце гумове; 8 – ущільнення; 9 – вхідний фланець; 10 – кулька; 11 – пружина; 12 – гайка; 13 – вхідний фланець; 14 – основа форсунки; 15,19,23,24 – кільце гумове; 16- кріплення носика форсунки; 17- кріплення штока; 18- шток; 20 – носик форсунки; 21 – корок; 22 – отвір здування краплини



Для дослідження роботи дозатора було розроблено експериментальну установку (рис. 2)

Рисунок 2 – Експериментальна установка для дослідження робочого процесу дозатора рідких матеріалів

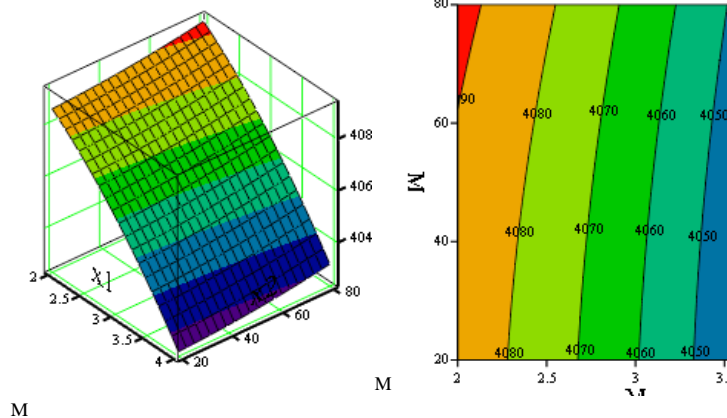
На основі проведених досліджень дозатора рідких матеріалів була поставлена задача отримати математично-статистичну модель залежності швидкості дозування в'язких матеріалів (в $\text{см}^3/\text{с}$) від молекулярної в'язкості (в $\text{Па}\cdot\text{с}$) і тиску стисненого повітря (в кПа).

Після включення незначущих членів для 95% довірчої ймовірності отримано наступне рівняння регресії дозатора, який має діаметр вихідного отвору насадки $d=0,015\text{мм}$:

$$y_x = 10,83 + 0,98 x_1 + 1,95 x_2 - 0,018 x_1 x_2 .$$

А для дозатора із діаметром вихідного отвору насадки $d=0,012\text{мм}$:

$$y_x = 9,44 + 0,79 x_1 + 2,04 x_2 - 0,014 x_1 x_2 .$$



а)

б)

Рисунок 3 – Поверхня відгуку (а) та проєкції двовірних січень поверхні відгуку на площину Н1Н2 (б)

Результати дослідів свідчать, що для дозатора, який не обладнується формувачем твірної, густина матеріалу більш відчутно впливає на точність дозування у порівнянні з дозатором, обладнаним формувачем твірної, при цьому швидкість обертання тарілки практично не впливає на точність дозування для обох конструкцій.

ЕФЕКТИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИРОБНИЦТВА ПРОФІЛІВ СТІЧКОВОГО ТИПУ ВОЛОЧІННЯМ В РОЛИКОВИХ ВОЛОКАХ

Раздобрєєв В.Г., к.т.н., с.н.с., с.н.с. Відділу Обробки Металів Туском, ORCID:

<https://orcid.org/0000-0001-7402-7992>, E-mail: y_razdobreev@ukr.net

Ключніков К.Ю., м.н.с. Відділу Обробки Металів Туском, ORCID: [https://orcid.org/0000-](https://orcid.org/0000-0003-2465-3244)

[0003-2465-3244](https://orcid.org/0000-0003-2465-3244), E-mail: kirill.shaman.k@gmail.com

Паламар Д.Г., м.н.с. Відділу Обробки Металів Туском, ORCID: [https://orcid.org/0000-0002-](https://orcid.org/0000-0002-9503-3248)

[9503-3248](https://orcid.org/0000-0002-9503-3248), E-mail: damtjan@i.ua

Лещенко О.І., м.н.с. Відділу Обробки Металів Туском, ORCID: [https://orcid.org/0000-0003-](https://orcid.org/0000-0003-1877-8358)

[1877-8358](https://orcid.org/0000-0003-1877-8358), E-mail: leschenko.a.73@gmail.com

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

Підвищення якості готової продукції, а також скорочення витрат на її виробництво є одним з актуальних напрямків у сучасній металургії. Сучасні вимоги до виробників полягають в необхідності забезпечення виробництва готового прокату широкого розмірного і марочного сортаменту з високим рівнем механічних і службових властивостей при зниженні енерго-, матеріало- і трудомісткості виробництва. Крім того, споживачі висувають високі вимоги до точності профілю, стану поверхні і товарного вигляду. Катанка є одним з найпоширених видів металопрокату, який виробляється на металургійних підприємствах. 80 % катанки є напівпродуктом для подальшого виробництва дроту круглого перерізу волочінням у монолітних нерухомих волоках на волочильних станах або профілів стрічкового типу дрібних розмірів плющенням у приводних валках у холодному стані на металургійних

підприємствах або на підприємствах металовиробів. Профілі стрічкового типу дрібних перерізів використовують в машинобудуванні, авіабудуванні, приладобудуванні та в інших галузях промисловості.

Також використовують процес волочіння у роликівих волоках в холодному стані для виробництва різного ряду фасонних профілів складної конфігурації, у тому числі тонкостінних, стрічкових і профілів періодичного перерізу. Основним робочим інструментом при застосуванні такого процесу є роликіві волока з непривідними робочими роликами, які обертаються навколо своїх осей за рахунок тягнучого зусилля, яке діє на смугу на виході з осередку деформації. Цей процес в порівнянні з процесом волочіння у монолітних волоках та плющенням у приводних валках дозволяє на 20-40 % зменшити енергетичні витрати, збільшити інтенсивність одиничних деформацій до 40-50 %, скоротити кількість підготовчих операцій (термообробка, травлення і нанесення мастильного шару), виключити застосування дорогих волочильних мастил. В порівнянні з холодною прокаткою профілів процес волочіння у роликівих волоках має більшу технологічну гнучкість та не потребує суттєвих капітальних витрат при організації виробництва точних профілів, у тому числі стрічкового типу. Однак наявність тягового зусилля обмежує сортамент профілів, що виготовляються за компактністю їх поперечного перерізу. Так при виробництві профілів стрічкового типу з співвідношенням ширини до товщини (b/h) готового профілю більш 1,5-2 у зв'язку наявності напружень, що розтягують, змінюється напружено-деформований стан в об'ємі осередку деформації та зменшується пластичність металу майже до нуля, а профіль по кромкам руйнується. З метою збільшення ширини, коли вільного розширення при рівномірній деформації металу по ширині в валках з гладкою бочкою недостатньо, застосовують вимушене розширення, яке є наслідком нерівномірної деформації металу по ширині. Для цього використовують так звані розгінні калібри.

В Інституті чорної металургії НАН України (ІЧМ) протягом тривалого часу проводяться дослідження процесу волочіння у роликівих волоках для виробництва профілів стрічкового типу. Зокрема, розроблена і реалізована технологія виробництва стрічки розміром 0,7×4,0 мм і 0,5×5,9 мм зі сталі марки 70 для поршневих кілець двигунів внутрішнього згорання, а також технологія виробництва стрічки розміром 0,5×12,0 мм зі сталі марки 08А для виготовлення порошкового дроту. Проте розроблене калібрування при виробництві стрічки розміром 0,5×12,0 мм зі сталі марки 08А передбачає велику кількість переходів (9 переходів), ускладнює організацію виробництва стрічкових профілів широкого розмірного сортаменту, особливо під час виробництва малотоннажних партій, потребує додаткового робочого часу для проведення проміжних операцій термообробки по знеміцненню нагартованого металу та більшу витрату металу.

Розгінні калібри застосовуються для отримання необхідної ширини смуги, коли діаметр валків не досить великий чи немає можливості застосування заготовок великого розміру. При цьому форма таких калібрів сприяє розвитку при волочінні у роликівих волоках вимушеного розширення, в результаті чого стає можливим розширення сортаменту без істотних капітальних витрат.

Провели теоретичний аналіз особливостей перебігу металу під час волочіння вихідної заготовки, що деформується в роликах з гладкою бочкою і в роликах з розгінним калібром. В якості математичного апарату використовували метод скінченних елементів (МСЕ) для апроксимації полів швидкостей течії металу і варіаційний принцип механіки суцільних середовищ. Результати аналітичних досліджень показали, що швидкість течії металу в поперечному напрямку при деформації профілю в розгінному калібрі мінімум в три рази перевищує швидкість течії металу в поперечному напрямку при деформації профілю в роликах з гладкою бочкою. Аналіз теоретичних досліджень щодо впливу кута нахилу гребеня розгінного калібру на швидкість течії металу в поперечному напрямку показав, що зі

зменшенням кута нахилу гребеня розгінного калібру швидкість течії металу в поперечному напрямку збільшується, що сприяє більшому розширенню металу. З результатів проведених аналітичних досліджень випливає, що для отримання максимального співвідношення ширини до товщини профілю (b/h) при виробництві профілів стрічкового типу волочінням в роликівих волоках необхідно деформувати вихідну заготовку в розгінних калібрах з послідовним зменшенням кута нахилу гребеня. Експериментальна перевірка аналітичних досліджень особливостей перебігу металу під час волочіння вихідної заготовки, що деформується на початковому етапі в роликах з гладкою бочкою, а на фінішному етапі в роликах з розгінним калібром, яка була проведена на обладнанні лабораторної бази відділу обробки металу тиском Інституту чорної металургії НАН України, показала задовільні результати.

Результати, проведених аналітичних і експериментальних досліджень дозволили розробити технологію виробництва профілів стрічкового типу широкого розмірного сортаменту з круглої заготовки в роликівих волоках з використанням розгінних калібрів. Технологія виробництва стрічки розміром $0,5 \times 12,0$ мм включає наступні етапи: 1) деформація вихідної круглої заготовки в здвоєних роликівих волоках, із застосуванням роликів з гладкою бочкою і розгінного калібру з кутом нахилу гребеня 30^0 . Підготовка профілю для деформації в розгінних калібрах; 2) деформація профілю в розгінних калібрах з послідовною зміною в бік зменшення кута нахилу гребеня; 3) деформація профілю після розгінних калібрів в роликівих волоках із застосуванням роликів з гладкою бочкою. Формування профілю стрічки; 4) отримання готового профілю шляхом деформації металу в чистовому калібрі закритого типу. Розробили також дві системи калібрування для розробленої технології виробництва стрічки розміром $0,5 \times 12,0$ мм. Для стабільного протікання процесу волочіння у роликівих волоках із застосуванням розгінних калібрів розробили конструкцію привалкової арматури (проводки). Використання такої проводки дозволило утримувати профіль, що деформується тільки по центральній осі лінії протягування.

При експериментальному дослідженні отримання профілю стрічкового типу перерізом $0,5 \times 12,0$ мм зі Ст. 08А при використанні розроблених технології виробництва такої стрічки і першої системи калібрування вдалося скоротити кількість переходів з 9 до 7. В ході експериментальних досліджень отримання профілю стрічкового типу перерізом $0,5 \times 12,0$ мм зі сталі Ст. 08А при використанні розроблених технології виробництва такої стрічки та другої системи калібрування вдалося скоротити кількість переходів з 9 до 5.

Висновки.

1. На підставі виконаного теоретичного аналізу встановлено, що для отримання максимального співвідношення ширини до товщини (b/h) при виробництві профілів стрічкового типу процес волочіння у роликівих волоках вихідну заготовку необхідно деформувати у роликах з гладкою бочкою з подальшим деформуванням у розгінних калібрах з послідовним зменшенням кута нахилу гребеня.

2. Розроблена та експериментально перевірена технологія виробництва профілю стрічкового типу перерізом $0,5 \times 12,0$ мм зі сталі марки Ст. 08А, яка дозволяє збільшити співвідношення ширини до товщини (b/h) до 20 та зменшити кількість переходів від 9 до 7 або 5 в залежності від калібрування, яке використовується Це, в свою чергу, дозволить знизити собівартість виготовлюваної продукції.

**ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ
ОЧИЩЕННЯ ПОВЕРХОНЬ ТЕРТЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕЦИЗІЙНИХ ПІДШИПНИКІВ
КОЧЕННЯ Авіаційної та наземної техніки**

Стельмах О.У.¹, д.т.н., с.н.с, Костюнік Р.Є., к.т.н., с.н.с.¹, Мікосянчик О.О., д.т.н., професор¹, Кущев О.В.¹, Ібраїмов Т.Т.¹, Сидоренко О.Ю.¹, к.т.н., доцент, Шимчук С.П.², к.т.н., доцент.

¹Національний авіаційний університет

²Луцький національний технічний університет

Одним із засобів покращення ресурсу, надійності і якості машин та механізмів є підвищення ефективності видалення виробничих та експлуатаційних мікро-, субмікро- та наночастинок забруднень, що має особливе значення для спеціальних та мініатюрних підшипників і прецизійних деталей складної форми, які знаходять широке використання в механічних системах авіаційної, космічної техніки, машинобудівної промисловості у цілому та двигунобудівних галузях.

Традиційно проблема промислової чистоти шарикопідшипників вирішується шляхом застосування в ході їх виробництва та експлуатації спеціальних методів і засобів очищення деталей, вузлів, агрегатів і систем у зборі, відповідним чином організованою системою контролю якості та чистоти.

Для видалення промислових забруднень з робочих поверхонь деталей машин і механізмів використовуються різні традиційні методи очищення. Найбільш ефективні на сьогодні методи базуються на використанні ультразвукових хвиль, які в рідині викликають явище кавітації. Це дозволяє зруйнувати цілісність плівки забруднень та зрушити їх з місць осідання в зону дії потоку миючого середовища. Але навіть такі високоефективні методи не дозволяють якісно видалити мікро- та наноферромагнітні частинки забруднень з поверхні підшипників. Одновекторний характер дії активуючих і руйнуючих забруднення полів і сил, статичність об'єкту очищення та його конструктивні особливості призводять до утворення певних зон затінення робочих поверхонь елементами конструкції. Окрім цього, наразі недостатньо вивчені природа мікро- та наночастинок забруднень і механізм їх утримання відносно масивними ферромагнітними деталями шарикопідшипників. Сучасні змащувальні системи авіаційних двигунів включають в себе десятки та сотні шарикопідшипників відкритого типу, змащування котрих реалізують шляхом циркуляції змащувальної рідини. Вимоги до останніх надзвичайно високі: розміри часток забруднень повинні бути меншими 3 мкм, що відповідає 12 класу за міжнародною класифікацією чистоти до авіаційних мастил. Очевидно, що в ході складання, наприклад, газотурбінного двигуна, всі деталі, у тому числі нерозбірні шарикопідшипники необхідно піддавати перед експлуатаційній підготовці, що ставить за мету максимальне видалення наявних забруднень різної природи та розмірів.

Тому проблема високоефективного очищення шарикопідшипників, робочих поверхонь прецизійних золотників, розподілювачів та ін., що входять до складу відповідальних агрегатів і систем прецизійних пристроїв, особливо в авіаційному двигунобудуванні, залишається актуальною не тільки в ході ремонту, але й під час виготовлення та складання нових агрегатів та вузлів ГТД, а отже для підвищення ефективності видалення мікро- субмікро- та наночастинок забруднення із робочих поверхонь деталей мініатюрних шарикопідшипників у зборі необхідно розробити потужне джерело з комбінованими змінними імпульсно-магнітними та ультразвуковим полями, що дозволить усунути недоліки, притаманні окремо кожному з відомих методів очищення. Так використання ультразвукових хвиль дозволить подолати адгезію та ефективно зруйнувати навіть найміцніші та найскладніші плівки забруднень, а безконтактне обертання вільного кільця шарикопідшипника під дією змінного імпульсного магнітного поля з турбулізацією потоків миючої рідини забезпечить максимальний доступ до робочих поверхонь об'єктів очищення.

SHREDDING OF POLYMER WASTE OF LIGHT INDUSTRY

A. Polishchuk, *PhD student*

M.Skyba, *Doctor of Engineering, professor*

O. Polishchuk, *Doctor of Engineering, professor*

S. Lisevich, *Senior Lecturer*

Khmelnyskyi National University

Modern light industry uses various types of raw materials for the manufacture of clothing and household items. Among synthetic polymers, the leading positions in the world are occupied by polyester (Polyester) and nylon (Nylon) .

Polyester - fibers that appeared thanks to the active evolution of the oil refining industry. This is a type of synthetic material. Outwardly, it resembles fine wool, but in terms of consumer properties, it is closer to cotton. It is made from a melt of polyethylene terephthalate - a strong, wear-resistant thermoplastic , which is a good dielectric.

One of the varieties of polyester fiber.

Polyester is one of the most common and modern materials used to create various types of synthetic fabrics. This material began to be actively used in light industry only in the early 60s of the 20th century.

It is used when sewing everyday clothes and accessories: pants; skirts; dresses; raincoats; coat; a jacket; sports suits; t-shirts; shorts; patch; tie

Polyester is used to make home textiles, including bed linen, curtains, and tablecloths. The fabric is also suitable for dragging furniture. It is economically beneficial, as polyester is inexpensive – cheaper than other upholstery materials.

Many items of tourist and fishing equipment, starting with protective covers and ending with sunbeds, are made of this material. Awnings, tents and sleeping bags are made from it.

From the same fabric, only of a different density, medical films and covering materials for gardeners are made. In the food industry, it is used as a filter material for filtering solutions. This synthetic material is also in demand in the shoe industry, as well as in the production of workwear.

Nylon is a trivial name for a synthetic fiber made from polyamide (PA). This is the general name of a family of synthetic polymers consisting of polyamide , which are repeating units connected by amide bonds. It is a thermoplastic material that is usually made from petroleum. It can be processed in a molten form into fibers, films or molded into the necessary products. Nylon polymers can be mixed with various additives to obtain materials with specified properties.

There are many types of nylon polymers, among which the most common are: nylon 1.6; nylon 4.6; nylon 510; nylon 6; nylon 6.6 and others.

Nylon type PA6 and PA66 is most often used for plastic injection molding. Nylon has excellent strength, stiffness, heat resistance, wear resistance and lubricating properties, as well as chemical resistance to hydrocarbons.

In addition, nylon has a relatively low cost compared to the characteristics of engineering polymers, is easy to process, and can be reinforced with glass fiber or carbon fiber to improve mechanical and thermal properties.

In connection with a wide range of properties, this material has found use in various industries.

In light industry, due to different density, stiffness and purpose, different grades of nylon are used.

A wide range of finished products made of polyester and nylon raises the question of their further disposal after the period of operation or processing into finished products.

Polyester fibers are not biodegradable. For example, in clothes, their number is about 16%. One of the advantages of such fibers is that they can be processed into primary (new) fibers. Recycled polyester fibers, made mainly from plastic bottles, increased their market share from 8% in 2007 to 14% in 2017.

Most light industrial products are still thrown away and burned in incinerators or end up in landfills. Among them are products containing polyester (mylar) and nylon fibers.

Recycling also faces a number of challenges, meaning that globally only less than one percent of all materials used in clothing are recycled back into clothing. This reflects the lack of technologies for their further processing. In addition, the existing technologies that allow the processing of clothing into virgin fibers are still imperfect. Therefore, the creation of a technology for the processing of products containing polyester or nylon fibers into new finished products is an urgent task.

One of the advantages is that when heated, polyester and nylon melt, and if they are passed through small holes, thin skeins are obtained. When cooled, they harden and form threads.

Today there are 5 ways of processing polymer materials: pyrolysis, hydrolysis, glycolysis, methanolysis, mechanical recycling.

Mechanical recycling is a method, the essence of which is the mechanical grinding of plastic waste for the purpose of further heat treatment.

The need to process plastic waste is caused not only by a large amount of garbage, but also by the need of many modern enterprises for secondary raw materials. Thus, the business built on the processing of plastic waste and the production of secondary raw materials is one of the most promising today.

Due to its physical and chemical properties, plastic, as already mentioned above, can go through an infinite number of cycles of production and processing. The development of new technologies and equipment for processing will help to solve the problem of excess plastic waste, and in the future eliminate the need for new plastic production.

An experimental installation was used to grind polymer waste from light industry, which allows to implement the process of grinding textile materials with the possibility of taking into account all factors that have an impact on this process. The design of the installation allows you to change within certain limits the technological and structural parameters, which allows you to study their influence on the grinding process and carry out the necessary measurements. But the main thing is that it allows you to adjust the size of the fiber that will be obtained after the grinding process.

The schematic diagram of the experimental setup is presented in Fig. 1.

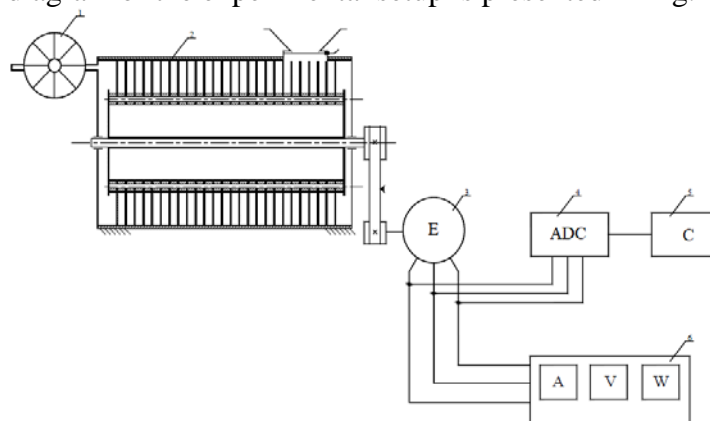


Fig. 1 – Schematic diagram of an experimental installation for grinding textile materials: 1 – centrifugal fan; 2 – hammer grinder; 3 – electric motor; 4 – analog-digital converter; 5 – computer; 6 – block (ammeter, voltmeter and wattmeter)

As samples during experimental studies of the process of shredding fibrous polymer waste, waste from textile materials, which were formed by the method of cutting parts of flooring products, were used. Samples of the following materials were used for grinding: Mylar and nylon.

СЕКЦІЯ ПРОБЛЕМИ МЕХАНІКИ ПЛАСТИЧНОСТІ ТА РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ

ОБГРУНТУВАННЯ ДОСЛІДЖЕННЯ УДАРНО-ВІБРАЦІЙНОГО ВПЛИВУ ОБРОБКИ МАТЕРІАЛІВ ГІДРАВЛІЧНИМ ІМПУЛЬСНИМ ПРИСТРОЄМ

Телятник І. А.

аспірантка, [ORCID](https://orcid.org/0000-0002-2998-1506). 0000-0002-2998-1506, inna201098@gmail.com

Вінницький національний аграрний університет

Надійність механічних компонентів залежить в першу чергу від їх міцності, зносостійкості, вібростійкості та жаростійкості. Ці критерії надійності механічних компонентів забезпечуються різними методами і засобами під час їх виготовлення, такими як вибір матеріалів, різні методи підвищення їх міцності і зносостійкості, такі як термічна обробка, а також обробка поверхонь компонентів і концентрацій напружень різними фізичними методами [1-8].

Впровадження сучасних методів та інструментів у розвиток машинобудування гарантує підвищення надійності та зниження витрат на виробництво компонентів і виробів в цілому.

Більшість промислових сплавів мають полікристалічну структуру. При деформації полікристалів відсутня фаза ковзання, але деформація зерен починається відразу по декількох системах ковзання, з вигином і обертанням поверхонь ковзання. Деформація зерен є нерівномірною через різну орієнтацію зерен по відношенню до навантаження. Зі зміною деформації відмінності між зернами матеріалу стають меншими, а мікроструктура змінюється. Зерна металу поступово подовжуються в напрямку пластичної течії, а кристалічна решітка металу змінюється зі збільшенням щільності дефектів [1-8].

Технологія вібраційного процесу базується на використанні вібрації та віброударних пристроїв. Тобто, від джерела енергії, приводу енергоносія та системи елементів керування і розподілу енергія передається на привід генератора вібрації, який з'єднаний з виконавчою робочою ланкою та на привід допоміжної робочої ланки, яка зображена, як приклад, у вигляді пуансона - інерційної маси [1-8].

З цієї точки зору конструкція і сфера застосування вібраційного пристрою включає в себе основні елементи звичайного преса. Вібраційні та віброударні пристрої широко застосовуються в різних галузях промисловості, в тому числі і в порошковій металургії [1-8].

Випробувані вібраційні пристрої часто здійснюють вузькосмугову або широкосмугову стаціонарну випадкову вібрацію. Зазвичай це робиться тоді, коли умови вібраційних випробувань об'єкта повинні бути досить близькими до випадкових впливів, яким об'єкт піддається в реальних умовах.

Залежно від технології і потреб випробувань, можуть використовуватися безударний вплив або ударно-вібраційний вплив, коли вібраційний рух інерційного елемента супроводжується безперервним ударом.

Удари можуть бути викликані самим віброзбудником або віброприводом, комбінацією пристроїв для збудження, перетворення і передачі вібрації на механічний привід, або при контакті механічного приводу з оброблюваним середовищем.

За методами збудження вібрацій розрізняють [1-8]:

- відцентровий;
- електромагнітний;
- електродинамічний;
- кінематичний;
- примусові гідравлічні;

- пневматичні.

В залежності від методів збудження приводи вібраційних технологічних машин поділяють на [1-8]:

- механічні;
- гідравлічні;
- пневматичні;
- електричні;
- комбіновані.

За принципом дії розрізняють віброзбуджувачі [1-8].

— з пульсатором, їх використовують при відносно низьких частотах (до 15 Гц), значних амплітудах (до 20-30 мм) та значній силі, що розвивається;

— автоколивальні, приблизний діапазон частот 15-60 Гц, можливо достатньо великі амплітуди та сили;

— відцентрові, використовують при частотах 20- 400 Гц;

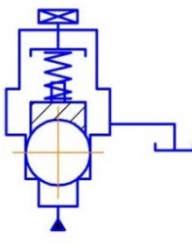
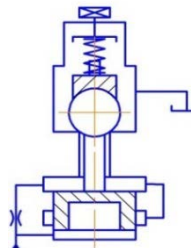
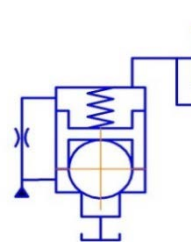

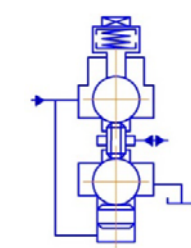
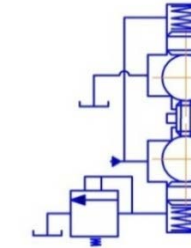
— які використовують автоколивальні процеси у потоці стисненого повітря, досягають великі частоти до 2000 Гц, але амплітуди невеликі до 0,2 мм

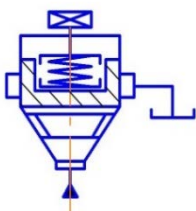
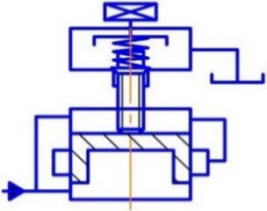
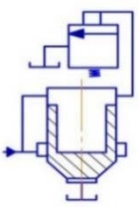
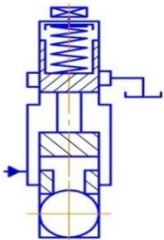
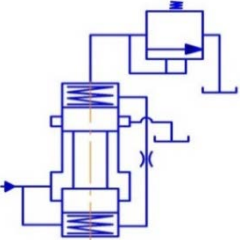
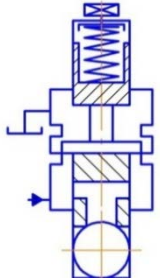
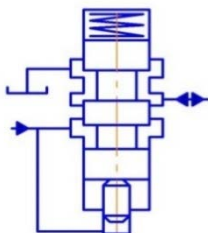
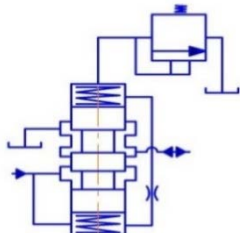
Одним з видів гідравлічних вібростендів є гідравлічний імпульсний привід (ГІП). Основним елементом гідроімпульсного приводу є генератор імпульсів тиску (ГІТ), який в технічній літературі також називають «пульсаторним клапаном» або «гідроімпульсним вібростендом».

Основними елементами ГІП є гідронасос, гідроаккумулятор і генератор імпульсів тиску; залежно від способу з'єднання ГІП з виконавчою ланкою вібратора його умовно поділяють на «вхідний», «вихідний» і «комбінований» [1-8].

За принципом дії номенклатура ГІТ поділяється на одноступінчасті, двоступінчасті та багатоступінчасті, а за типом запірних елементів - на клапанні, кульові та золотникові, схеми яких наведені в таблиці 1.

Таблиця 1

Віброзбуджувач			Однокаскадні		Двокаскадні
			зі штовхачем	зі змінною площею	
Типи запірних елементів	Кульові	2/2			
		3/2			

Клапанні	2/2			
	2/2			
Золотникові	3/2			

Одно- та двокаскадні ГТ використовуються для однокомпонентного вібраційного навантаження, а багатокаскадні для – багатоконпонентного навантаження, щоб забезпечити необхідний зв'язок між усіма переміщеннями виконавчої ланки [1-8].

Поверхнева пластична деформація матеріалу деталі створює багатократні точкові і лінійні дефекти (лінійні та гвинтові дислокації) кристалічних ґраток в поверхневих шарах деталі і цим самим підвищує опір цих шарів зношуванню та втомному руйнуванню. Поверхнево-пластичне деформаційне зміцнення поверхні деталі може реалізуватись різними способами та пристроями з механічним, пневматичним і гідравлічним приводом.

Список використаної літератури

1. Іскович-Лотоцький Р. Д., Іванчук Я. В. Підвищення ефективності розвантаження матеріалів під дією періодичних ударних імпульсів. *Вібрації в техніці і технологіях*. 2008. № 2 (51). С. 8-11.
2. Іскович-Лотоцький Р. Д., Іванчук Я. В., Дослідження динаміки процесу роботи універсального гідравлічного віброудраного приводу для розвантаження транспортних засобів. *Наукові нотатки. Міжвузівський збірник (за напрямом «Інженерна механіка»)*. 2007. № 20. С. 184-187.
3. Iskovych-Lototsky R., Veselovska N. Automatic system for modeling vibro-impact unloading bulk cargo on vehicles. *Proc. SPIE 10808, Photonics Applications in Astronomy, Communications, Industry, and High-Energy Physics Experiments 2018*. 1080860 (1 October 2018): веб-сайт. URL: <https://doi.org/10.1117/12.2501526>. (дата звернення 30.09.2022)
4. S. Matysiak, and P. Pusz. Axisymmetric bousinesg problem for a granular hal. *Bulletin of Polish Academie of Scienes, Technical Sciences*. 1985. 33 (7/8), pp. 351-358.
5. Паладійчук Ю.Б., Телятник І.А., Типи і конструкції віброзбуджувачів сучасного машинобудування. *Вібрації в техніці та технології*. 2022. № 4 (107). С. 26-35.
6. D. I. Zolotarevskaya. Mathematical simulation and calculation of the soil compaction under dynamic loads. *Eurasian Soil Science*. 2011. № 44 (4), pp. 407-416.

7. A. Li, F. Dai, N. Xu, G. Gu, and Z. Hu. Analysis of a Complex Flexural Toppling Failure of Large Underground Caverns in Layered Rock Masses. Rock Mechanics and Rock Engineering: веб-сайт. URL: <https://doi.org/10.1007/s00603-019-01760-5>. (дата звернення 01.10.2022)

8. C. Debeleac, S. Nastac. Stochastic Approaches of Nonlinear Model-Based Simulations for Vibratory Compaction Process. PAMM. 2014. vol. 14 (1), pp. 749-750.

ПРОГНОЗУВАННЯ РОБОТОЗДАТНОСТІ ТЕПЛОТРИВКОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ НА ГОЛОВНОМУ ПАРОГОНІ ТЕС

¹Студент О. З., докт. техн. наук, проф., ^{1,2}Кречковська Г. В. докт. техн. наук, старш. досл.,

¹Свірська Л.М., канд. техн. наук., ¹Цибайло І. О., аспірант,

¹Соловей П. Р. інженер 1 кат., ²Кречковська С. Р. студентка

¹Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, krechkovskahalyna@gmail.com

²Національний університет «Львівська політехніка»

Руйнування матеріалів відбувається внаслідок тривалого впливу технологічних та експлуатаційних чинників. До технологічних відносять порушення технології виготовлення елементів конструкцій, інженерно-конструктивні помилки, невдало обраний матеріал або не враховані його властивості за конкретних умов експлуатації, а до експлуатаційних – кількість зупинок блоків, умови та тривалість експлуатації. Втрата роботоздатності елементів конструкцій під час експлуатації в реальних умовах відбувається внаслідок деформування матеріалу, що призводить до вичерпування запасу його пластичності, незворотніх змін у ньому у вигляді пошкодженості та сприяє досягненню границі витривалості матеріалу і його остаточного руйнування. Тривала експлуатація головних парогонів ТЕС (як важливих елементів постачання теплоносія до турбін) відбувається за умов теплосмін та пульсуючих силових навантажень, що спричиняє погіршення властивостей сталей. Разом з тим, змінюється структура низьколегованих теплотривких сталей та накопичуються залишкові напруження в елементах, що впливає на їх міцність та здатність чинити опір експлуатаційним чинникам.

Проаналізували структуру та механічні властивості теплотривкої сталі 15X1M1Ф у вихідному стані та після експлуатації $\sim 2 \cdot 10^5$ год на головних парогоних ТЕС з різною кількістю (501 та 576) зупинок блоків. Характеристики міцності визначали з діаграм розтягу п'ятикратних гладких циліндричних зразків діаметром 5 мм осьової орієнтації на розривній машині УМЕ-10Т за швидкості деформування $3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

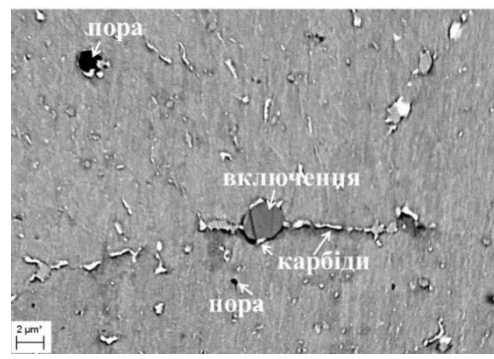
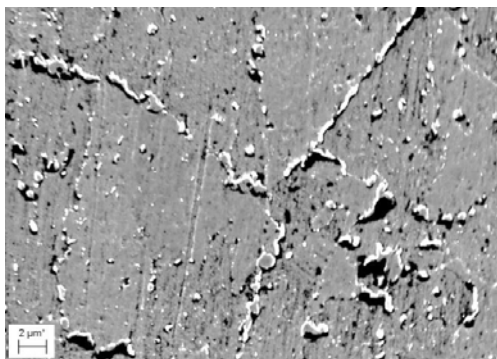


Рисунок 1 – Мікроструктура низьколегованої теплотривкої сталі 15X1M1Ф після тривалої експлуатації на головному парогоні ТЕС впродовж $\sim 2 \cdot 10^5$ год.

Для металографічних досліджень структури сталі використали сканівний електронний мікроскоп EVO-40XVP. За кількісні структурні характеристики прийняли середньоарифметичні значення розмірів карбідів d , визначені за результатами аналізу не менше десяти цифрових зображень.

Проаналізували структуру сталі у вихідному стані та після тривалої експлуатації на головному парогоні ТЕС. В неексплуатованій сталі об'ємний вміст карбідів не перевищував 0,5 %. Практично рівномірний їх розподіл в структурі сталі та невеликі розміри, які загалом не перевищували 0,05 μm , дає підстави (відповідно до прийнятих в механіці руйнування критеріїв) стверджувати про нездатність таких ізольованих елементів структури (якщо їх сприймати як дефекти) суттєво впливати на міцність сталей.

Внаслідок експлуатації в структурі сталі відбувся перерозподіл вуглецю та елементів легування до меж зерен як термодинамічно вигідних місць для виділення та коагуляції карбідів вздовж них (рис. 1). Зосереджені на межах зерен карбіди характеризуються низьким зв'язком з матрицею, що сприяє утворенню пор навколо них. Ланцюжки утворених пор знизили когезію суміжних зерен та створили передумови для формування системи міжзеренних спочатку мікро-, а потім і макротріщин, які суттєво знизили опірність сталі експлуатаційним напруженням.

До кількісних структурних показників, які визначають механічні властивості сталі, віднесли розмір зерна, густину та розміри карбідів. Показник пошкодженості запропонували у вигляді $\omega = a_{cep} / d_{cep}$, в якому врахували середню віддаль між найближчими карбідами a_{cep} та їх розмір d_{cep} . Встановили, що значення показника пошкодженості сталі після однакової тривалості експлуатації, але за впливу різної кількості зупинок блоків (501 та 576) досягли $\omega_{\tau} = 0,11$ і 0,27 відповідно. З урахуванням того, що на структурно-механічний стан сталі впливає не лише тривалість її високотемпературної експлуатації $\tau_{експ}$, але і кількість зупинок процесу $N_{експ}$, то ввели показник $(\tau_{op} N_{op}) / (\tau_N N_N)$, який характеризує частку вичерпування відповідних регламентованих показників (τ_N та N_N). На основі розрахованих значень пошкодженості ω для обох варіантів сталі та їх часткою вичерпування регламентованих параметрів τ_N та N_N за введеним показником $(\tau_{op} N_{op}) / (\tau_N N_N)$ побудували між ними залежність, умовно прийнявши, що у вихідному стані обидва показники близькі до нуля, а в критично деградованому – показник $(\tau_{op} N_{op}) / (\tau_N N_N)$ прямує до 1 (рис. 2 а).

На основі співвідношення $\sigma_B^{\tau} = \sigma_B^0 (1 - \omega)$ та з урахуванням залежності на (рис. 2 а) для аналізованої сталі побудували графічну залежність між співвідношенням її границі міцності після експлуатації σ_B^{τ} та у вихідному стані σ_B^0 і часткою вичерпування ресурсу за показником $(\tau_{op} N_{op}) / (\tau_N N_N)$ (рис. 2 б). Проведені розрахунки для сталі після 501 зупинки показали, що частка вичерпування її ресурсу за показником $(\tau_{op} N_{op}) / (\tau_N N_N)$ становила 0,91, а для сталі з 576 зупинками – 1,04. Зробили висновок, що сталь, що перенесла більшу кількість зупинок вже вичерпала свій ресурс, а сталь, що перенесла їх меншу кількість, ще має в запасі 10% свого ресурсу.

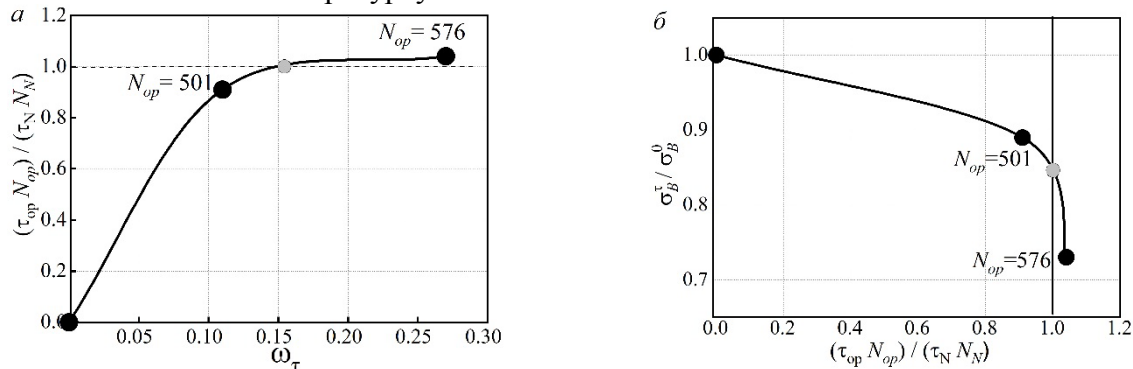


Рисунок 2 – Залежність параметра пошкодженості ω_{τ} (а) та втрати міцності $\sigma_B^{\tau} / \sigma_B^0$ (б) сталі 15X1M1Ф від показника вичерпування запасу її регламентних характеристик.

Оскільки тривалість експлуатації обох аналізованих варіантів сталі на парогоні була однаковою, то отримані ефекти зниження границі міцності пов'язали саме з інтенсифікацією процесу деградації структури під впливом теплосмін під час зупинок блоків. Отримана залежність дає змогу робити прогностичні оцінки щодо зниження границі міцності сталі після її тривалої експлуатації на парогоні інших блоків з урахуванням властивого їй рівня пошкодженості під впливом відповідної кількості зупинок блоків ТЕС з охолодженням парогонів. Для цього достатньо розрахувати відповідне їй значення частки вичерпування ресурсу за показником $(\tau_{op} N_{op}) / (\tau_N N_N)$ і, скориставшись залежністю наведеною на рис. 2б, визначити неруйнівним методом міцність сталі на конкретному етапі її експлуатації

ВПЛИВ ДЕГРАДАЦІЇ МАТЕРІАЛІВ НА ЗАЛИШКОВИЙ РЕСУРС ТРУБОПРОВОДІВ

Андрейків О.Є., д-р техн. наук, проф., завідувач кафедри, Львівський національний університет імені Івана Франка; Долінська І.Я., д-р техн. наук, старший дослідник, провідний науковий співробітник, Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України; Любчак М.О., аспірант, Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України; Настасяк С.В., аспірант, Львівський національний університет імені Івана Франка

Сьогодні більшість магістральних нафтогазопроводів функціонує понад розрахунковий термін, то існує велика ймовірність виникнення аварійних ситуацій, а подекуди й екологічних катастроф, що можуть нести за собою значні економічні втрати. Як приклад, у серпні 2019 року в результаті пошкодження труби нафтопроводу, близько 40 тис. тонн нафти потрапило до річки, яка постачає питну воду Едмонтону, столиці канадської провінції Альберта. Тому виникає необхідність в прогнозуванні залишкового ресурсу таких об'єктів. Одним із принципових чинників, які необхідно враховувати, для точнішого розрахунку ресурсу, є можлива деградація матеріалів труб та їх перехід у маневровий режим експлуатації – це закриття-відкриття засувки в трубопроводах, наявність гідрударів, турбулентність, пульсація тисків, вібрації тощо.

Для уникнення таких аварійних ситуацій є необхідна наявність розрахункових методів прогнозування залишкового ресурсу труб нафтогазопроводів із урахуванням дефектів та кінетики деградації матеріалів труб. Відомі на сьогодні підходи для оцінювання залишкового ресурсу труб нафтогазопроводів базуються в основному на емпіричних залежностях за результатами експериментальних досліджень. Проте для коректнішого прогнозування залишкового ресурсу останніх необхідні методи, які б моделювали руйнування матеріалів, базуючись на фізичних законах, і враховували кінетику деградації матеріалу труб – зміну фізико-механічних характеристик матеріалу в процесі експлуатації. Це є складні задачі, розв'язків яких у літературі недостатньо.

У даній роботі створено загальний енергетичний підхід для розроблення методів прогнозування залишкового ресурсу елементів конструкцій довготривалого експлуатування з урахуванням деградації їх матеріалів. В основу методів покладено побудову математичних моделей (диференціальних рівнянь з початковими і кінцевими умовами), які моделюють кінетику росту поширення тріщини з урахуванням зміни в часі фізико-механічних характеристик матеріалів під час довготривалого експлуатування. Для побудови диференціальних рівнянь застосовано перший закон термодинаміки і підходи механіки руйнування. Згаданий закон застосовується для елементарного акту руйнування – одиничного стрибка тріщини. Тобто записується баланс енергетичних складових і роботи зовнішніх сил під час стрибка тріщини, як елементарного акту руйнування і, відповідно, баланс швидкостей зміни цих складових. У даному випадку враховуються дві енергетичні складові: енергія руйнування та енергія деформування. Фізико-механічні характеристики матеріалів входять в рівняння як функції, залежні від часу.

На основі такого загального підходу розроблено низку методів для розрахунку залишкового ресурсу елементів теплової і атомної енергетики, зокрема, труб паропроводів і

коліс парових турбін, а також магістральних нафтогазопроводів з урахуванням їх дефектності і деградації матеріалів. При цьому на основі результатів експериментальних досліджень матеріалів труб і елементів турбін різного терміну експлуатації побудовано аналітичні моделі зміни їх міцнісних і втомних характеристик з часом. Розрахунки проводили для труб нафтогазопроводів зі сталей X52, X60, X70 з поверхневими тріщинами за дії довготривалого постійного тиску газу в газопроводах, змінного в часі тиску в нафтопроводах, наводнювання, ґрунтової корозії з урахуванням деградації в часі їх матеріалів. Встановлено, що залишкова довговічність труб значно спадає зі збільшенням початкової, що глибини тріщини і часу її експлуатації.

ВПЛИВ СКЛАДУ ТА СТРУКТУРИ КЕРАМІКО-ПОЛІМЕРНОГО КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ПІД ДІЄЮ ВИСОКОЕНЕРГЕТИЧНОГО ДИНАМІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Мазна О.В., *к.т.н., завідувач відділу композиційних матеріалів, Безсмертна В.І., PhD., старший науковий співробітник, Ободєєва І.М., головний технолог*

mazna@i.ua

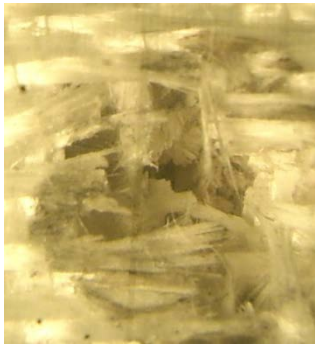
ІІМ ім. І.М. Францевича НАНУ

Актуальним є експериментальне дослідження деформаційної поведінки композиційних матеріалів та механізмів їх руйнування при ударно-хвильовому навантаженні. Динамічне руйнування різних за природою матеріалів є визначальним для підвищення бронестійкості кераміко-полімерних захисних матеріалів до складу яких вони входять.

Результати досліджень ударної стійкості при балістичних випробуваннях показали, що підвищення здатності до дисипації кінетичної енергії визначається структурою комбінованого кераміко-полімерного композиційного матеріалу, фізико-механічними властивостями матеріалів та послідовністю шарів. Кожен із шарів комбінованого кераміко-полімерного матеріалу виконує певні функції, що забезпечують здатність ефективно протистояти впливу високоенергетичних динамічних навантажень. Так, кераміка призначена для забезпечення бронестійкості, а підпір – живучості захисної перешкоди. Властивості складових комбінованих матеріалів, певна послідовність шарів, адгезійні властивості на їх границях та інші фактори значною мірою впливають на ударну стійкість захисних перешкод.

На механізми руйнування кераміко-полімерного композиційного матеріалу впливають ряд структурних факторів, обумовлених особливостями побудови і виготовлення кераміко-полімерного захисної конструкції. До них, по-перше, можна віднести границі розділу між фазами: кераміка - полімерний композиційний матеріал, волокно - полімерна матриця в полімерному композиційному матеріалі (ПКМ), границі між керамічними елементами, тощо.

Наприклад, дослідження особливостей руйнування ПКМ після балістичних випробувань на основі склотканин з різними видами матриць – термореактивною (епоксидною) (рис.1а) та термопластичною (поліуретановою) (рис.1б) показали, що для ПКМ з термореактивною матрицею характерне когезійне руйнування композиту в цілому і поверхнева взаємодія по границі волокно-матриця. Руйнування ПКМ на основі термопластичної матриці (рис.1б) має інший характер і відбувається за адгезійним механізмом з характерним розшаруванням та фібриляцією волокон. Оптимізація складу і структури комбінованих матеріалів дає можливість регулювати механізми дисипації кінетичної енергії ударника за рахунок використання різних фізико-механічних характеристик матеріалів шарів.



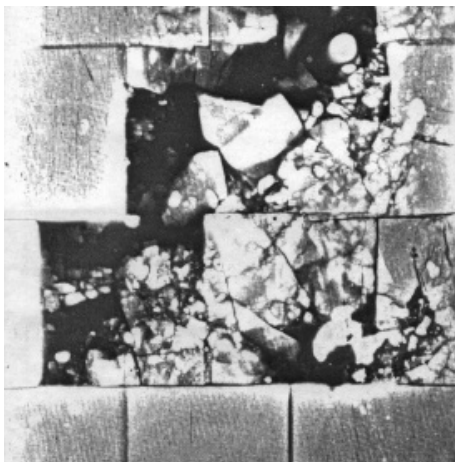
а



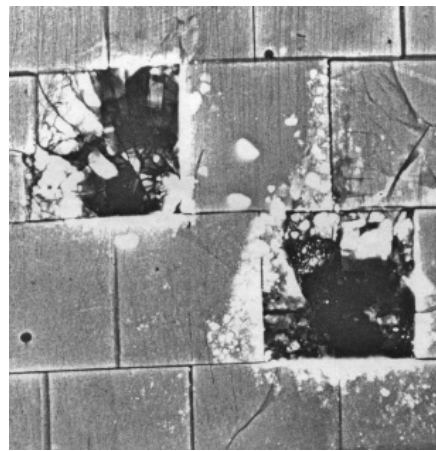
б

Рисунок 1 – Руйнування склопластиків з різними видами матриць: а – з термоактивною матрицею; б) – з термопластичною матрицею

З метою реалізації властивостей як керамічної складової, так і полімерних композиційних матеріалів, що входять до складу ударостійких комбінованих перешкод, а також прогнозування їх опору в умовах динамічних навантажень, особливу увагу слід приділяти дослідженню не тільки особливості дисипації енергії та механізмів руйнування матеріалів шарів комбінованих матеріалів, але і їх взаємному впливу на дисипацію енергії ударника. Для цього були досліджені особливості руйнування керамічного шару та величину позаперешкодної деформації залежно від полімерних композиційних матеріалів підпору, які знаходилися безпосередньо за керамічним шаром. Рентгенівський знімок керамічного шару комбінованих кераміко-полімерних матеріалів після балістичних випробувань показано на рисунку 2.



а



б

Рисунок 2 – Характер руйнування керамічного шару при використанні різних матеріалів підпорів

Результати балістичних випробувань показали, що характер руйнування керамічного шару та величина позаперешкодної деформації змінюються в залежності від властивостей полімерного композиту підпору, що знаходиться безпосередньо під керамічним шаром. Його склад та характеристики (густина та дисипативні властивості) впливають на ступінь фрагментації кераміки та утворення магістральних тріщин. Більш інтенсивне поле руйнування кераміки спостерігається з підпором зі склопластику з епоксидною матрицею (рисунок 2а), який має більшу густину і нижчі демпфуючі властивості порівняно зі склопластиком з поліуретановою матрицею (рисунок 2б). Більш інтенсивна фрагментація кераміки сприяє більшій дисипації кінетичної енергії ударника в керамічному шарі (тобто сприяє підвищенню бронестійкості, але зі зменшенням живучості перешкоди). Величина

позаперешкодної деформації для захисних матеріалів з використанням підпорів зі склопластику становила 12-19 мм.

Таким чином, розуміння особливостей деформації та руйнування матеріалів дає можливість оптимізації структури кераміко-полімерного матеріалу з метою підвищення балістичної стійкості захисних матеріалів.

ОЦІНКА ЗАЛИШКОВОЇ МЦНОСТІ ЛОНЖЕРОНА АВТОМОБІЛЯ, ПОШКОДЖЕНОГО ТРІЩИНОЮ

Швабюк В.В., к.т.н., Федорусь Ю.В., к.т.н., Лелик Я.Р., к.т.н.

Луцький національний технічний університет, Луцьк, Україна

Балки і пластини є важливими несучими елементами більшості конструкцій, механізмів та машин, котрі працюють на згин або кручення. Зокрема, надзвичайно важливою в машинобудуванні є безпечна робота несучих балок, в тому числі лонжеронів автомобілів, що працюють в умовах знакоперемінних навантажень і мають велику кількість концентраторів напружень. Останні викликають у таких балках появу тріщин, котрі можуть привести до їх руйнування виникнення аварій (рис. 1). Розрахунок таких елементів є надзвичайно складним і вимагає урахування великої кількості важливих факторів.



Рис. 1 – Поява тріщини у балці лонжерона автомобіля

Для математичного опису роботи лонжерона під дією зовнішнього навантаження використовуються уточнені рівняння згину балок, записані у авторів [5] через рівняння прогинів середньої лінії балки $w(x)$ та формули для напружень та переміщень для ізотропного матеріалу (рис.2), зокрема:

$$\frac{d^4 w}{dx^4} = \frac{q_2}{EI} - \frac{\varepsilon_1 h^2}{EI} \cdot \frac{d^2 q_2}{dx^2} - \frac{\varepsilon_2 h^4}{4EI} \frac{d^4 q_2}{dx^4}, \quad (1)$$

$$\sigma_x = \frac{M}{I} z + \frac{z}{I} \left(\frac{z^2}{3} - \frac{h^2}{5} \right) \left(1 - \tilde{\varepsilon}_2 \frac{d^2}{dx^2} \right) q_2; \quad (2)$$

$$U(x, z) = u(x) + z \cdot \gamma_x(x) - \frac{\varepsilon_2 z}{6I} (5z^2 - 3h^2) \frac{Q_x}{G}; \quad W(x, z) = w(x) - \frac{q^-}{b} \cdot \frac{z}{E} + \frac{\nu}{2} \frac{d^2 w}{dx^2} \cdot z^2 +$$

$$+ z^2 \left(C_1 - C_2 z^2 / h^2 \right) \cdot \frac{q^-}{Ebh} + \frac{5\nu \varepsilon_2}{32bhE} \cdot \frac{d^2 q^-}{dx^2} \cdot z^4,$$

$$M = b \int_{-h}^h z \sigma_x dz = -EI \bar{w}'' - \varepsilon_1 h^2 \bar{q}_2,$$

$$\text{де } C_1 = \frac{3}{8}(1 + 2\nu(1 + \nu)); \quad C_2 = \frac{1}{16}(1 + 2\nu(1 + \nu) - \nu^2); \quad \varepsilon_1 = 0,8 + 0,5\nu;$$

$$I = \frac{2}{3} bh^3 (1 - \delta^*), \quad \delta^* = (1 - 2t')(1 - t'')^3, \quad t' = t/b, \quad t'' = t/h; \quad \varepsilon_2 = 0,2(1 - 0,5\nu/(1 + \nu)); \quad \bar{w} = w + \varepsilon_2 \cdot \frac{3\bar{q}^-}{8E} \cdot h;$$

$\gamma_x = -\frac{d\bar{w}}{dx} + (1 - \varepsilon_2) \frac{h^2}{2I} \frac{Q_x}{G}$; $\tilde{\varepsilon}_2 = 1,25\varepsilon_2 h^2$; $\bar{q}^- = \frac{q^-}{b}$, E, G, ν - модуль пружності, модуль зсуву та коефіцієнт Пуассона матеріалу балки.

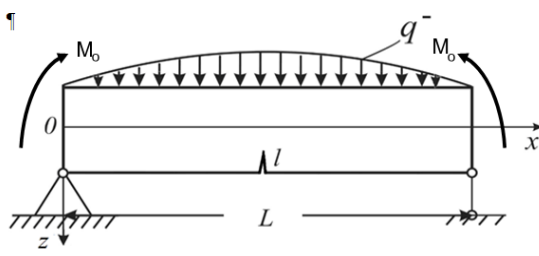


Рис.2. Схема навантаження балки лонжерона автомобіля

Розв'язок рівняння (1) вибираємо у вигляді: $w = k_w w_0 \sin \pi x / L$. (3)

$$\text{Тут } k_w = 1 + \varepsilon_1 \delta^2 - \varepsilon_2 \delta^4 / 4; \quad \delta = \pi h / L; \quad w_0 = \frac{q_0 L^4}{EI \pi^4}$$

- максимальний прогин середньої лінії балки за класичною теорією Бернуллі-Ейлера.

Використовується метод прямого інтегрування диференціального рівняння (3) при заданні розв'язку у вигляді (3).

Розглядається випадок, коли порожниста балка (профіль з перерізом $2h \times b$ і товщиною стінки t) навантажена по зовнішній поверхні ($z = -h$) розподіленим по периметру рами навантаженням $q^-(x)$ (рис. 2), що змінюється за законом -

$$q^-(x) = q_0 \sin \frac{\pi x}{L}, \quad (4)$$

де L - довжина балки; площа синусоїди із максимумом q_0 еквівалентна вазі що припадає на довжину балки.

Навантаження з консольної частини лонжерона передаються на балку, прикладеними до її кінців зосередженими моментами M_0 . На кінцях балки ($x = 0; L$) виконуються умови шарнірного обпирання:

$$M = M_0, \quad w = 0. \quad (5)$$

Нижня поверхня балки послаблена крайовою тріщиною завглибшки l , що розміщена у розтягнутій зоні посередині нижньої поверхні балки і не перевищує товщини стінки t . Прийmemo, що при повному навантаженні автомобіля, впливом моментів M_0 можна знехтувати.

За таких крайових умов та прийнятих допущень стосовно навантаження згинальний момент у балці, згідно відповідних формул (4), визначається у вигляді — $M(x) = \frac{L^2}{\pi^2} q^-(x)$. У результаті, формулу (4) для напруження σ_x за такого навантаження можна записати наступним чином:

$$\sigma_x = \frac{L^2 z}{I \pi^2} q^-(x) + \frac{z}{I} \left(\frac{z^2}{3} - \frac{h^2}{5} \right) (1 + 1,25 \varepsilon_2 \delta^2) q^-(x). \quad (6)$$

Останній (підкреслений) член у формулі (6) є уточненням до класичної теорії Бернуллі-Ейлера. Для автомобіля Mercedes – Benz Sprinter 212D характеристики поперечного перерізу балки лонжерона є наступними: $b = 6 \text{ см}; h = 16 \text{ см}; t = 0,25 \text{ см}$. Тому реальний момент інерції поперечного перерізу лонжерона можна записати у вигляді: $I = \frac{2}{3} b h^3 \cdot 0,164$. Довжина балки лонжерона для даного автомобіля дорівнює $L = 3 \text{ м}$.

Тоді формулу для нормального напруження σ_x у середньому перерізі балки ($z = \pm h, x = L/2$) можна записати наступним чином:

$$\sigma_{\max}(\pm h) = \pm \frac{3}{2} \frac{q_0 L^2}{0,164 \cdot \pi^2 h^2 b} k_\sigma, \quad (7)$$

$$\text{де } k_\sigma = 1 + \left(\frac{2}{15} + \frac{1}{6} \varepsilon_2 \delta^2 \right) \delta^2, \quad \delta = \pi h / L.$$

Із аналізу формул (6) та (7) для коефіцієнтів k_w і k_σ видно, що переміщення та напруження в балках строго більші за модулем від тих, які дає теорія тонких стрижнів

Бернуллі-Ейлера. Значення коефіцієнтів k_w , k_σ для високоміцної сталі ($\nu = 0,32$), наведені в табл.1.

Аналіз даних у табл. 1 показує, що результат урахування ефектів поперечного зсуву і обтиснення у випадку балки лонжерона $L/2h = 18,75$ зовсім незначний.

Таблиця 1

Значення коефіцієнтів k_w і k_σ				
$L/2h$	18,75	10	5	3
k_σ	1,004	1,013	1,057	1,185
k_w	1,027	1,094	1,372	2,0

Навіть для переміщень він не перевищує 2,7%. Одночасно, для короткої ізотропної балки ($2h/L = 1/3$) результати для переміщень можуть на 100% перевищувати ті, які можна отримати за допомогою класичної теорії Бернуллі-Ейлера. Вплив названих поправок на величини напружень для ізотропного матеріалу знаходиться у межах 18,5% (для даної довжини). Разом із тим, як показують результати [5], для композитних матеріалів (графітопластик) вплив ефектів поперечного зсуву та обтиснення може бути досить значним навіть у пору визначення нормальних напружень ($k_\sigma = 1,967$ для $2h/L = 1/3$), тому користуватися у цьому випадку класичною теорією Бернуллі-Ейлера недоцільно. Якщо ж порахувати величину переміщень у композитній балці (зростання більше ніж у 6 разів), то використання класичної теорії для таких матеріалів є просто недоречним. Наведені висновки підтверджуються результатами, одержані Ю.М.Тарнопольським [7] на основі рівнянь плоскої задачі теорії пружності.

За умови довжини тріщини $l \ll h, t$, та на основі розв'язку про тріщину на краю півплощини, функція $Y(l/2h)$, що враховує розміри стінки балки та спосіб навантаження дорівнює $Y(l/2h) \cong 1,12$, задача знаходження залишкової міцності $q^* = q_0/b$ зводиться до розв'язування рівняння, що впливає із силового критерію Дж.Ірвіна [11]:

$$K_I^* = K_{IC}, \text{ або } \sigma_x^*(q^*, h) \sqrt{\pi l} \cdot 1,12 = K_{IC}, \quad (8)$$

де K_{IC} - критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень (в'язкості руйнування), яке не залежить від розмірів та геометрії елемента конструкції.

Нормальне напруження $\sigma_x^*(q^*, h)$ у нижній поверхні балки лонжерона ($x = L/2, z = h$), через яке проходить тріщина, визначається за формулою:

$$\sigma_x^*(q^*, h) = \frac{3}{2} \frac{L^2 q^*}{0,164 \cdot \pi^2 b h^2} k_\sigma. \quad (9)$$

де $k_\sigma = 1 + \left(\frac{2}{15} + \frac{1}{6} \varepsilon_2 \delta^2 \right) \delta^2$ — коефіцієнт, що враховує вплив деформацій поперечного зсуву та обтиснення.

На основі залежностей (8), (9) знаходимо граничне значення розподіленого навантаження q_{Kc}^* для балки, пошкодженої тріщиною, довжиною l :

$$q_{Kc}^* = \frac{2 \delta^2}{3 k_\sigma} \cdot \frac{0,164 K_{IC}}{1,12 \sqrt{\pi l}}. \quad (10)$$

Інваріантність в'язкості руйнування K_{IC} відносно розмірів перерізу балки зберігається тільки за умови забезпечення в околі вістря тріщини стану плоскої деформації [11]:

$$t, l \geq 2,5 (K_{IC} / \sigma_{0,2})^2. \quad (11)$$

Для сталі Ст. 45 ($\sigma_{0,2} = 360$ МПа) дані величини мають бути в межах: $t, l \geq 19$ мм. Разом із тим, у нашому випадку, коли товщина стінки профілю перерізу не перевищує 3 мм., можна

вважати, що кінець тріщини знаходиться у плоскому напруженому стані і в'язкість руйнування K_{IC} буде приблизно у 2,5 рази більшою, тобто $K_{IC}^{\max} \approx 2,5K_{IC} = 77 \text{ МПа}$.

Одночасно, поряд із формулою (10), формулу для визначення залишкової міцності q^* для лонжерона без тріщини можна отримати із умови міцності за найбільшими нормальними напруженнями у вигляді: $\sigma_x(q^*, h) = \sigma_{\text{мц.}}^p$.

Звідки, використавши формулу (9), отримаємо:

$$q_{\sigma}^* = \frac{2}{3} \frac{\delta^2}{k_{\sigma}} 0,164 \sigma_{\text{мц.}}^p, \quad (12)$$

де $\sigma_{\text{мц.}}^p = 650 \text{ МПа}$ - граничний опір матеріалу лонжерона за розтягу.

Поклавши у формулах (10) та (12) значення коефіцієнта $k_{\sigma} \equiv 1$, отримаємо результати класичної теорії балок Бернуллі-Ейлера.

Пораховані значення приведеної залишкової міцності q_i^* , де ($q_i^* = q_{\sigma}^*$ та $q_i^* = q_{K_{IC}}^*$) для ізотропного матеріалу – сталь Ст.45, де величина в'язкості руйнування КІН $K_{IC}^{\max} = 77 \text{ МПа}$. Довжина тріщини у вертикальній стінці приймалась рівною $l = 0,5 \text{ см}$ за різних відношень L/h .

Дані підрахунків занесені в табл. 2. У знаменнику величини q_i^* пораховані за формулою (12), коли тріщина відсутня. Для того, аби одержати результати для тріщини вдвічі більшої, їх необхідно поділити на число $\sqrt{2}$. Відповідно, результати для тріщини вдвічі меншої необхідно помножити на це ж число.

Таблиця 2

Значення зведеної залишкової міцності q_i^*

$L/2h$	18,75	10	5
k_{σ}	1,004	1,013	1,057
q_i^* (МПа)	$\frac{1,68(1,68)}{1,99(1,99)}$	$\frac{5,84(5,92)}{6,92(7,01)}$	$\frac{22,4(23,7)}{26,5(28,0)}$

Із аналізу даних таблиць 1, 2 видно, що результати, отримані за допомогою уточненого методу, який враховує поперечний зсув і обтиснення, відрізняються від даних класичної теорії балок Бернуллі-Ейлера (у дужках) пропорційно до коефіцієнта k_{σ} . Тому для великого відношення $L/2h = 18,75$ (балка лонжерона), вони практично співпадають. Тобто, у цьому випадку можна користуватися формулами класичної теорії балок. Із цього аналізу також видно, що за наявної довжини тріщини $l = 0,5 \text{ см}$, розрахунок балок без урахування впливу тріщини (знаменник) дає завищені у 1,184 рази (18,4%) результати. Із ростом довжини тріщини вказана різниця буде також значно зростати. Одночасно, зменшення відносної довжини балки, приблизно удвічі, призводить до зростання граничного навантаження у 3-4 рази.

У більш загальному випадку, коефіцієнт n зниження залишкової міцності, за умови появи у балці тріщини, можна записати у вигляді:

$$n = \frac{q_{\sigma}^*}{q_{K_{IC}}^*} = \frac{1,12 \sqrt{\pi l} \cdot \sigma_{\text{мц.}}^p}{K_{IC}^{\max}}. \quad (13)$$

Формула (13) корегується із даними табл. 2, тобто підтверджуються попередні значення: $n = 1,184$ для ізотропного матеріалу. Якщо ж у наведеній формулі межу тріщиностійкості K_{IC} записати через критичне напруження $K_{IC} = \sqrt{\pi l} \sigma_{\text{кр}}$, то коефіцієнт n зниження граничного навантаження можна записати у спрощеному і більш доступнішому вигляді — $n = 1,12 \sigma_{\text{мц.}}^p / \sigma_{\text{кр}}$.

Разом із тим, якщо тріщина зростає до довжини $l=1\text{см}$, то коефіцієнт n зниження залишкової міцності також зростає у $\sqrt{2}$ рази і досягне величини $n=1,674$. Тобто, зниження залишкової міцності конструкції вже упаде більше, ніж на 67%.

Одночасно, необхідно зауважити, що уточнювальний множник 1,12, знайдений для півплощини із крайовою тріщиною [6], без урахування розмірів балки. Тому, аби добитися кращого узагальнення формули (13) для коефіцієнта n , потрібно замість множника 1,12 (у чисельнику) підставити функцію $Y(l/2h)$, яку ще називають функцією форми та розмірів об'єкту, котра залежить від відносної довжини тріщини, розмірів балки та виду навантаження.

Для деяких навантажень балки із тріщиною, наприклад, у випадку дії зосередженої сили, прикладеної до центрального перерізу балки ($2h/L=1/8$), згадана функція має вигляд [1,2]:

$$Y(\lambda) = 1,106 - 1,551\lambda + 7,706\lambda^2 - 13,528\lambda^3 + 14,228\lambda^4, \quad \lambda \leq 0,6.$$

Прийняте, вище, значення $Y(\lambda)=1,12$ записані функції $Y(\lambda)$ досягають для тріщини, коли параметр $\lambda \approx 1/3$. За інших значень λ вони можуть значно різнитися від числа 1,12. Подібного вигляду функції $Y(\lambda)$ для розподіленого (синусоїдального) навантаження авторам невідомі. Дослідження для інших видів навантажень та об'єктів вимагають ширших як теоретичних, так і експериментальних досліджень.

Одночасно, визначивши коефіцієнт зниження граничного навантаження n і, знаючи характеристики тріщиностійкості матеріалу, граничне навантаження для конструкційного елемента пошкодженого тріщиною q_{kc}^* можна визначити через граничне навантаження q_{σ}^* для елемента без тріщини за простою формулою $q_{kc}^* = q_{\sigma}^* / n$.

Висновки

Одержані Розроблена методика здійснення експертної оцінки залишкової міцності лонжерона автомобіля Mercedes – Benz Sprinter 212D, що має поперечну тріщину у розтягнутій зоні, за дії статичного навантаження.

Знайдено уточнені формули для максимальних напружень та переміщень. Перевірка на міцність проводилася за методом допустимих напружень та методом визначення залишкової міцності із умови силового критерію Дж.Ірвіна. Показано, що розбіжність у величинах залишкової міцності несучої балки лонжерона автомобіля значно збільшується із ростом тріщини. Так, для тріщини довжиною $l=5\text{мм}$. дана розбіжність становить 18,4%, а для тріщини довжиною $l=10\text{мм}$. вона зростає до 67,4%.

Через відношення величин граничних навантажень, знайденими за вказаними методами, у роботі виведена формула для коефіцієнта зниження граничного навантаження n . Знаючи величину коефіцієнта зниження граничного навантаження, граничне навантаження для конструкційного елемента пошкодженого тріщиною q_{kc}^* можна визначити через граничне навантаження q_{σ}^* для елемента без тріщини за записаною формулою.

Аналіз результатів, наведених у таблицях, приводить також до висновку, що для довжин $L/2h > 10$ у розрахунках для визначення з залишкової міцності лонжерона можна використовувати формули класичної теорії Бернуллі-Ейлера.

Список посилань

1. Божидарнік В.В., Андрейків О.Є., Сулим Г.Т. Механіка руйнування, міцність і довговічність неперервно армованих композитів: монографія – Луцьк: Надстир'я, 2007. – Т. 2. – 410 с.
2. Шваб'юк В.І., Ротко С.В. Лінійне деформування, міцність і стійкість композитних оболонок середньої товщини: монографія: — Луцьк, 2015. - 264 с.
3. Ориняк І.В. Метод обчислення коефіцієнтів інтенсивності напружень для тріщин від вирізів / І.В.Ориняк, М.В. Бородій, А.Я. Красовський // Фіз.-хім. механіка матеріалів.- 1997.-№2. - С.37-48.
4. Кушнір Р.М. Пружний та пружно-пластичний граничний стан оболонок з дефектами Р.М. Кушнір, М.М. Николишин, В.А. Осадчук - Львів: Вид-во «СПОЛОМ». – 2003. – 320 с.

5. Ротко С.В. Визначення граничного навантаження для композитної балки з неглибокою тріщиною /С.В. Ротко, В.В. Швабюк / Зб. Наукові нотатки. Луцький НТУ .— Луцьк. 2003. Вип. 2. – С. 228-232.
6. Irwin G.R. Analyses of stress and strein near the end of a crack transversing loads // J. of Appl. Mech. 1957, v.24, №4, p.361-374.
7. Тарнопольский Ю.М. Особенности расчета деталей из армированных пластиков / Ю.М. Тарнопольский , А.В.Розе . — Рига: Зинатне, 1969. 276 с.

ОСОБЛИВОСТІ ІНТЕНСИВНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ СТАЛІ ПОБЛИЗУ ВКЛЮЧЕНЬ

Губенко С.І.

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України,
Придніпровська державна академія будівництва та архітектури,
<http://orcid.org/0000-0001-6626-3979> e-mail: [sigubenko@gmail](mailto:sigubenko@gmail.com), +38 0676300165*

Анотація. Досліджено особливості локалізації інтенсивної пластичної деформації (ПД) у сталевій матриці поблизу неметалевих включень. Обговорюється вплив включень на процес подрібнення зеренної структури сталей та деформаційної поведінки зон з неоднорідною зеренною структурою за інтенсивної пластичної деформації.

Вступ. Інтенсивна пластична деформація (ПД) є одним із перспективних методів отримання ультрадисперсної зеренної структури металевих матеріалів, що дозволяє отримувати високоміцний стан, а також унікальні функціональні властивості цих матеріалів без зміни хімічного складу. В даний час цим способом отримано багато нанокристалічних кольорових металів та їх сплавів [1, с. 136, 2, с. 659-660, 3, с. 512, 4, с. 1699–1705]. Сталі досліджені меншою мірою, крім того, при вивченні сталей не зрозуміла роль неметалевих включень у формуванні нанокристалічної структури. **Метою роботи** було вивчення локальних процесів пластичного структуроутворення, що відбуваються у сталевій матриці поблизу неметалевих включень за ПД.

Матеріали та методи досліджень. Зразки сталей 08Ю, 08Х18Н10Т, 09Г2С піддавали пластичної деформації методом РКУП за чотири проходи (один прохід з кутом перетину каналів 90° та три проходи з кутом 120°), що відповідало справжній деформації 3,2. Структурний аналіз проводили за допомогою оптичного мікроскопа Olympus PME 3, а також електронних мікроскопів JEM 100СХ і JXA-50F, нанотвердість матриці поблизу та далеко від включень вимірювали на установці Nano Indenter II за навантаженням 10 мН.

Результати досліджень та їх обговорення. В процесі ПД в сталях, підданих рівноканальному кутовому пресуванню РКУП, відбувалися зміни, які пов'язані з локалізацією деформації поблизу неметалевих включень. Відомо, що основним механізмом пластичної течії металевого матеріалу за ПД є внутрішньозеренне ковзання, яке супроводжується розподілом зерен на області з різними системами ковзання та їх витягуванням уздовж напрямку головного подовження. На цій стадії завершується безперервна еволюція субструктури та починається локалізація з утворенням смуг деформації. В міру збільшення числа циклів РКУП локалізація охоплює весь об'єм матеріалу, що деформується. Відбувається обертання комірок субструктури, холодне просковзування уздовж зеренних меж (міжзеренне ковзання), що призводить до збільшення розорієнтувань та фрагментування мезополос деформації. Поблизу неметалевих включень спостерігали локалізацію цих процесів.

Синергетична методологія фізичної мезомеханіки вимагає визначення природи можливих концентраторів напружень, які завжди є в твердому тілі, що навантажується, а також механізмів нерівноважних структурних перетворень в локальних зонах концентраторів

напружень. До таких концентраторів напружень відносяться неметалеві включення [5, с. 81-82, 90, 6, с. 49]. Крім того, міжфазні межі включення-матриця сприяють втраті зсувної стійкості та виникненню різного роду локалізованих процесів структурних та фазових перетворень в сталевій матриці поблизу включень і в зазначених межах при ПД [7, с. 116].

В сталевій матриці поблизу включень змінюється характер напруженого та деформованого станів [5, с. 342]. Для РКУП характерні напружений та деформований стани, що реалізуються в області простого зсуву, який забезпечує однорідне деформування по системах паралельних площин у заданому напрямку [1, с. 134-136]. Частинки включень в таких умовах порушують однорідність деформації та сприяють її локалізації; збільшення деформації визначається кутом повороту включення за його рухом в пластичній області. Поблизу включення реалізуються різноманітні варіанти просторового розвитку деформації шляхом зміни площин зсуву, характер яких очевидно залежить від ступеня пластичності включення.

В процесі ПД внаслідок градієнтів пластичної деформації в сталевій матриці відбувається пластичне обертання включень, що служать бар'єрами на шляху руху дислокацій. Поблизу включень утворюються зони локалізованої деформації, що містять загальмовані викривлені фрагментовані смуги зсуву, обірвані субмежі, мікродвійники, вихорові утворення, що зумовлені ротаційною локалізацією та утворенням дискретних розорієнтувань (рис.1, а - в). Електронограми, зняті від областей усередині мезосмуг деформації поблизу включень, свідчать про те, що вони є двофазними: один тип підсмуг має кристалічну структуру вихідного матеріалу з певною щільністю дислокацій, другий тип підсмуг є, так званою, дефектною фазою, яка заповнює проміжки між фрагментами. В окремих зонах мезосмуг розвивається, так звана, холодна динамічна рекристалізація внаслідок локального підвищення температури в результаті дисипації механічної енергії.

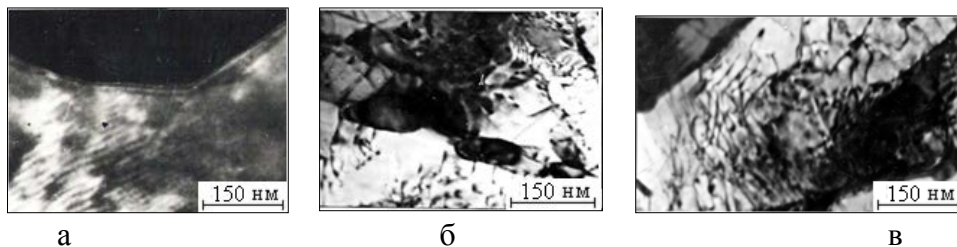


Рисунок 1 – Структура сталей 08Ю (а) и 08X18H10T (б, в), деформованих РКУП, поблизу неметалевих включень.

В процесі ПД у межах включення–матриця підвищується щільність надлишкових міжфазних дефектів (внесених дислокацій та нерівноважних вакансій), що призводить до збільшення вільного об'єму цих меж та зростанню їх дифузійної проникності [7, с. 27-28, 8, с. 32-33, 9, с. 185-187, 10, с. 106-109]. Зростання спотворень і напружень у нерівноважних межах включення–матриця призводить до релаксаційної перебудови їх структури та ділокалізації ядер міжфазних дислокацій, що присутні у цих межах. В результаті відбувається холодне просковзування уздовж меж включення-матриця, яке може супроводжуватися генеруванням точкових та лінійних дефектів у зерно. Ефекти поблизу неметалевих включень, що виникають за зміни структури сталей, відбуваються на мезоскопічному рівні і пов'язані з переходом при ПД від безперервної пластичної течії до локалізованого течії в мікросмугах зсуву, які формуються поблизу частинок і орієнтовані уздовж континуальних ліній ковзання. При багаторазовому навантаженні зі зміною напрямку деформування відбувається безперервна еволюція дислокаційної субструктури, перехід до локалізації в смугах зсуву та ротаційної локалізації, введення великокутових меж та утворення стикових дисклінацій в системі зеренних меж та міжфазних меж включення-матриця. В процесі ПД зерна з нестабільними кристалографічними орієнтаціями поділяються на області з різними системами ковзання, що обертаються, і це супроводжується

зростанням фактора Шміда та текстурним зменшенням. При цьому включення сприяють локальному формуванню дисперсної зеренної структури сталі.

В сталях, що вивчаються, структуроутворення при ПД пов'язане з формуванням орієнтованих структурних елементів, які мають розміри 100...260 нм і розділені великокутовими межами, про що свідчить наявність окремих точкових рефлексів на кільцевій електронограмі. Для таких орієнтованих елементів структури характерна наявність дисперсних викривлених мезосмуг деформації, двійників, витягнутих субзерен, а в сталі 08X18H10T - ще й мартенситних пластин. Зі збільшенням числа проходів відбувалася фрагментація мезосмуг деформації, що призвело до суттєвого дроблення зерен. Для отриманих структур характерно збільшення щільності дислокацій до $(3,2...5,6) \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$, що на три порядки вище порівняно з вихідним станом, а також збільшення нанотвердості зі зростанням кількості проходів від 2,5 до 4,2 кН/мм² для різних досліджених сталей. Поблизу включень розміри зерен значно менше, ніж далеко від них і становлять 75...100 нм. Таким чином, при загальному рівні зеренної структури сталей, який відповідає субмікрокристалічному стану, поблизу включень виник локальний нанокристалічний стан, що свідчить про локальне наноструктурне зміцнення.

Значення нанотвердості сталевій матриці поблизу включень на 25...40% перевищували аналогічні значення подалі від включень (табл. 1). Поблизу пластичних включень сульфідів і силікатів значення нанотвердості нижче, ніж поблизу оксидів і карбонітридів титану, що не деформуються. Це пов'язано з певною деформаційною релаксацією напружень в системі пластичне включення-матриця. У випадках локалізації динамічної холодної рекристалізації поблизу включень нанотвердість сталевій матриці знижувалася приблизно на 10%.

Таблиця 1.

Нанотвердість сталевій матриці поблизу неметалевих включень і подалі від них (у дужках) після ПД за чотири проходи

Сталь, включення	Нанотвердість, кН/мм ²
08X18H10T, TiCN	4,97 (3,8)
08Ю, MnO·Al ₂ O ₃	4,49 (3,4)
08Ю, (Fe,Mn)S	3,92 (3,4)
09Г2С, SiO ₂	5,38 (4,2)
09Г2С, MnO·SiO ₂	4,93 (4,2)

Висновки. Вплив неметалевих включень на локальне подрібнення мікроструктури сталі є важливим ефектом при ПД, що дозволяє при загальному подрібненні зерен до субмікрокристалічного стану отримувати додаткове наноструктурне зміцнення поблизу включень.

Список літератури

- [1] Segal V.M. Processes of processing metals by severe plastic deformation. Metals 2006; 5: 130-41.
- [2] Koch C.C. Optimization of strength and ductility in nanocrystalline and ultrafine grained metals. Scripta Mater. 2003; 49: 657-62.
- [3] Valiev R.Z. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties. Nature materials 2004; 3: 511 -16.
- [4] Wang Y.M., Ma E. Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metalю Acta Mater. 2004; 52: 1699-709.
- [5] Губенко С.И., Ошкадеров С.П. Неметаллические включения в стали. Киев: Наукова думка; 2016.
- [6] Губенко С.И. Неметаллические включения и пластичность сталей. Физические основы пластичности сталей. Saarbrücken: LAP LAMBERT. Palmarium academic publishing; 2016.
- [7] Губенко С.И. Межфазные границы включение-матрица в сталях. Межфазные границы неметаллическое включение-матрица и свойства сталей. Germany-Mauritius, Beau Bassin: Palmarium academic publishing; 2017.

[8] Губенко С.И., Иськов М.В. Структура и сопротивление разрушению межфазных границ неметаллическое включение-матрица стали. Теория и практика металлургии 2004; 5: 30-8.

[9] Gubenko S.I. Team dislocation effects or phase transformations in ‘nonmetallic inclusion–matrix’ boundaries in steel. Physics of metals and metal science 1990; 6: 184-8.

[10] Gubenko S. I. To the question of the structure of interphase boundaries non-metallic inclusion-matrix of steel. Metals 1994; 6: 105-12.

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПОЛІКРИСТАЛІЧНОГО ГІБРИДНОГО МАТЕРІАЛУ, ОДЕРЖАНОГО НА ОСНОВІ АЛМАЗНОГО ПОРОШКУ ТА CVD-АЛМАЗУ МЕТАЛІЗОВАНОГО МЕТАЛОМ-РОЗЧИННИКОМ ВУГЛЕЦЮ

Соколов О.М., кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, завідувач відділу, ID ORCID 0000-0003-3783-0545,

Гаргін В.Г., кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, старший науковий співробітник ID ORCID 0000-0003—3962-8826,

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля Національної академії наук України

Робота полягала у вивченні формування структури полікристалічного гібридного матеріалу, одержаного спіканням за високих тисків та температур алмазного порошку та CVD-алмазу, металізованого металом-розчинником вуглецю, з використанням активуючих процес спікання добавок на основі кремнію. Актуальність таких досліджень обумовлена розвитком нових технологій обробки матеріалів, що супроводжується великим енергетичним навантаженням на інструмент. Відповідно, інструментальний матеріал повинен мати високу зносостійкість, поєднуючи її з високою міцністю і твердістю. Ефективний шлях вирішення зазначених проблем є розробка нових технологій одержання полікристалічних алмазних матеріалів, а одним з перспективних напрямків отримання полікристалічних алмазів є спікання алмазів різного генезису з метою одержання гібридних матеріалів, в яких, зокрема будуть поєднуватись високі фізико-механічні характеристики порошоків алмазу статичного синтезу і алмазу, одержаного CVD методом. Даний напрямок активно розвивається в Інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля Національної академії наук України. Зокрема був створений надтвердих матеріал з гібридною алмазною основою (торговий знак «Гібридайт»), що являє собою укладену в полікристалічну оболонку з алмазного композиційного термостійкого матеріалу (АКТМ) пластину моно- або полікристалічного CVD-алмаза. Таким чином реалізується поєднання унікальних фізико-механічних і теплофізичних характеристик CVD-алмаза з високою твердістю, міцністю і термостійкістю полікристалічної оболонки з алмазів статичного синтезу.

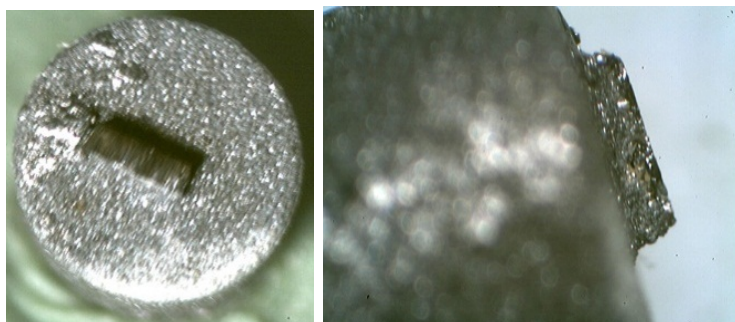


Рисунок 1 – Зовнішній вигляд зразків композиційного матеріалу з гібридною алмазною основою

Для вивчення процесу взаємодії зерен порошку синтетичного алмазу, що формують полікристалічну оболонку, добавки кремнію, що активує процес спікання, і CVD-алмазу під

час спікання в умовах високого тиску і температури був підготовлений зразок алмазного гібридного матеріалу з частково видаленої алмазної оболонки (рис. 2, а), що дозволило дослідити границю розділу CVD алмаз – полікристалічна оболонка.

Дослідженнями зразка методом електронної скануючої мікроскопії з використанням електронного растрового мікроскопа EVO50XVP, Ultra Plus ("Carl Zeiss", Німеччина), що в гібридному матеріалі відсутній зв'язок CVD-алмаз – алмаз полікристалічної оболонки, а ці дві компоненти гібридного матеріалу зв'язані через прошарок з карбїду кремнію (рис. 2, б) і міцність цього зв'язку визначає фізико-механічні і експлуатаційні властивості гібридного матеріалу в цілому.

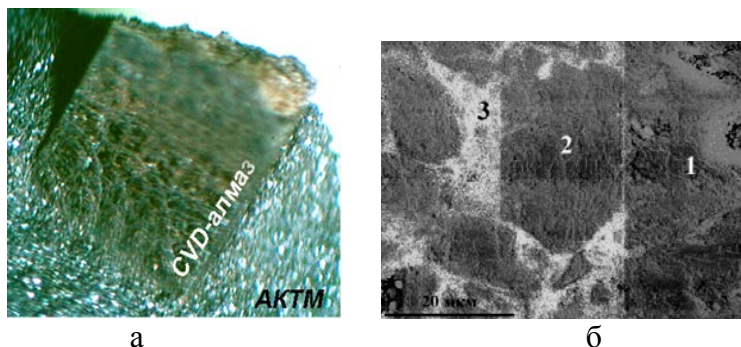


Рисунок 2 – Гібридний полікристалічний композиційний матеріал: а-загальний вигляд зразка після часткового видалення алмазної оболонки; б-зображення у вторинних електронах (1- CVD-алмаз; 2-Алмазне зерно матриці; 3-дрібні зерна алмазу і карбїду кремнію)

Таким чином, при розробці нових композиційних матеріалів з гібридною алмазною основою, важливо вивчення фазоутворення на поверхні границі розділу складових композиту. У зв'язку з цим для досягнення необхідних властивостей гібридного композиційного матеріалу на основі алмазу актуальними завданнями стають: - дослідження мікроструктури міжфазних границь розділу складових композиту; - пошук способів контрольованої модифікації поверхні CVD-алмазу.

Одним з ефективних на наш погляд шляхів зміцнення зв'язку CVD-алмаз – полікристалічна оболонка є попередня металізація металом-розчинником вуглецю поверхні CVD-алмазу. Зокрема експериментально було встановлено, що, з однієї сторони, нанесення тонких металевих шарів на поверхню алмазу сприяє збільшенню змочування його складовими алмазної композиційної полікристалічної оболонки, що, в свою чергу, сприяє збільшенню відносної щільності композитів і покращує їх властивості (зокрема, зносостійкість), з іншої – при нагріванні на границі контакту метал-розчинник і алмаз утворюється рідиноподібна фаза в результаті пересичення вуглецем кристалічної решітки металу. Відповідно при баротермічних умовах, що відповідають термодинамічній стабільності алмазу будуть створюватись прямі контакти CVD-алмаз – алмаз полікристалічної оболонки, що підвищить загальну міцність гібридного алмазного композиту.

Завдяки оптимізації вибору компонентів (розміру та досконалості зерен алмазних порошоків і пластин різного генезису, типу активуючих та вуглецевих добавок), відпрацюванню методики металізації пластин CVD-алмазу та приготування гомогенних сумішей, схем спорядження реакційних комірок та технологічних схем НРНТ спікання форметься однорідна за властивостями структура матеріалу, що дозволить одержувати гібридний алмазний полікристалічний композиційний матеріал, який можна буде застосувати в цілому ряду нових технологічних напрямків.

Список літератури

[1]. Свідectво України на знак для товарів і послуг № 158183. – Гібридайт. – Опубл. 10.07.12, Бюл. № 13

**НЕЛІНІЙНА ДИНАМІЧНА МОДЕЛЬ ПРОГНОЗУВАННЯ
СТАБІЛЬНОСТІ СТАЦІОНАРНОГО СТАНУ ПРИ ВТОМЛЕННОМУ РУЙНУВАННІ
ТА ЇЇ ВЕРИФІКАЦІЯ НА ПРИКЛАДІ ДЕРЕВНИХ КОМПОЗИТИВ**

Кульман С. М., к.т.н., доцент, sergiy.kulman@gmail.com, 0000-0001-5354-5985,
Поліський національний університет, м. Житомир, Україна,

У цій роботі представлені результати експериментального дослідження вібраційного відгуку циклічно навантажених деревних плит. Досліджено максимальну температуру стаціонарного стану зони активації зразків деревних плит у вигляді жорсткої консолі з циклічним навантаженням на частотах навантаження від 4,2 до 50 Гц і максимальними внутрішніми напругами від 0,98 до 5,36 МПа. Метою даного дослідження є визначення температури саморозігріву та визначення залежності температури від умов навантаження. Математична модель запропонована як системи нелінійних звичайних диференціальних рівнянь. Основними змінними є напруга, деформація та температура. Поведінка системи повністю визначається ставленням введеної зовнішньої енергії та величиною параметра порядку. Критичне значення параметра порядку залежить від теплофізичних властивостей матеріалу і відношенню значення коефіцієнта теплопередачі, помноженого на площу теплового розсіювання, до коефіцієнта лінійного теплового розширення.

Під впливом зовнішнього циклічного навантаження температура в зоні активації полімерного композиційного матеріалу поступово збільшується до певного значення, а потім стабілізується. Це говорить про те, що відкрита система поступово переходить зі стану рівноваги в стаціонарний стан, який характеризується середньою температурою T_s . Характер залежності T_s від частоти f показує, що температурний графік має характерну S-подібну форму, тобто має властивість насичення. На низьких частотах циклічного навантаження температура зростає повільно, як і на високих частотах. Найбільше підвищення температури стаціонарного стану відбувається у сфері середніх частот навантаження у досліджуваному діапазоні частот. Все це свідчить про наявність та суттєвий вплив внутрішнього тертя у матеріалі на процеси внутрішньої деформації та його поступового руйнування. Можна дійти невтішного висновку, що це тип процесів внутрішнього тертя матеріалу грає істотну роль його саморозігріву.

Запропоновано стаціонарний критерій системи, який дозволяє для кожного режиму навантаження та кожного матеріалу визначати рівень стійкості стаціонарного стану системи.

Паралельно з натурним експериментом було проведено обчислювальний експеримент на запропонованій математичній моделі як неадіабатичного термопружного осцилятора. Результати обчислювального експерименту підтвердили математичний опис процесу деформації - руйнування композиційних полімерних матеріалів у вигляді системи нелінійних диференціальних рівнянь першого порядку. Аналіз результатів натурального експерименту та обчислювального експерименту дозволив сформулювати концепцію критичного показника (параметра порядку) для руйнування втоми. Критичне значення параметра порядку залежить від теплофізичних властивостей матеріалу і відношенню значення коефіцієнта теплопередачі, помноженого на площу теплового розсіювання, до коефіцієнта лінійного теплового розширення.

СЕКЦІЯ МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЧИСЛОВА ОПТИМІЗАЦІЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ СТРУКТУРИ, ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА ПОВЕДІНКИ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ЇХ ОБРОБЦІ

АЗОТУВАННЯ ДВОФАЗНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Погрелюк І.М., д.т.н., проф., Труш В.С., к.т.н., ст. досл., Лаврись С.М., к.т.н.,
Лук'яненко О.Г., к.т.н., Кравчишин Т.М., к.т.н.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Перспективними для авіабудування є високоміцні двофазні ($\alpha + \beta$)-титанові сплави. З них виготовляють деталі фюзеляжу, крила, шасі, системи керування, силових елементів літаків тощо. Проте надійність роботи виробів з титанових сплавів у конструкціях та механізмах часто залежить не тільки від міцності матеріалу, але й багато в чому лімітується його низькими трибологічними властивостями. Серед численних методів поверхневого зміцнення ефективним і економічно виправданим методом хіміко-термічної обробки залишається азотування у газовій атмосфері. Тому у цій роботі оцінено ефективність газового азотування двофазних титанових сплавів за параметрами зміцнення приповерхневих шарів металу.

Досліджували зразки виготовлені з прутків високоміцних ($\alpha + \beta$)-титанових сплавів системи Ti–Al–V–Fe–Zr–Mo–[(Nb),(Cr)]: VT14, VT16, VT22 та T110.

Азотували у газоподібному азоті за режимом: $T = 850^\circ\text{C}$, $P_{\text{N}_2} = 10^5 \text{ Pa}$, $\tau = 5 \text{ год}$, за якого на поверхні сплавів формується нітридний шар (TiN і Ti_2N) товщиною $\sim 3 \text{ мкм}$. Нітридні фази на поверхні сплавів, мають переважні орієнтації. У дифракційному спектрі нітриду TiN_x домінують лінії (111) і (200), впорядковані у напрямку [200] незалежно від сплаву (рис. 1. а). Найтекстурованішим є нітрид на титановому сплаві VT16. Ступінь текстурованості TiN_x послаблюється у такому порядку: VT16 \rightarrow VT14 \rightarrow T110 \rightarrow VT22. Про це свідчить і зменшення коефіцієнта текстурованості по площині (200) $T_{(200)}$ (табл. 1). Для нітриду Ti_2N домінує орієнтація площиною (002), яка на сплавах посилюється у порядку VT16 \rightarrow T110 \rightarrow VT14 \rightarrow VT22 (рис. 1 б).

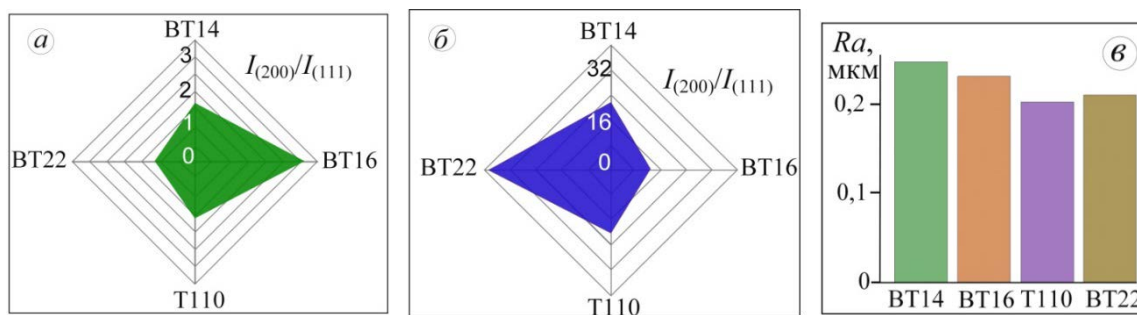


Рисунок 1 – Співвідношення текстур фаз TiN_x (а), Ti_2N (б) та параметр шорсткості R_a (в) після азотування двофазних титанових сплавів.

У результаті утворення та росту нітридного шару формується характерний мікрорельєф поверхні сплавів, через що погіршується її якість: шорсткість поверхні (R_a) значно підвищуються залежно від сплаву (рис. 1 в). Після азотування, незалежно від вихідного стану параметр поверхні R_a для всіх досліджуваних сплавів знаходиться в діапазоні дев'ятого класу шорсткості.

Після азотування мікротвердість поверхні сплавів збільшується у 2,5–3,5 рази. Слід зауважити, що азотований шар є градієнтний, про що свідчить плавний розподіл твердості по перетину приповерхневого шару металу сплавів (рис. 2 а).

Таблиця 1

Відношення інтенсивностей $I_{(111)}/I_{(200)}$ та коефіцієнт текстурованості площини (002) $T_{(200)}$ * фази TiN_x на титанових сплавах після азотування

Сплав	$I_{(111)}/I_{(200)}$	$T_{(200)}$ *
BT14	0,5923	0,6280
BT16	0,3251	0,7547
T110	0,5972	0,6261
BT22	0,8847	0,5306

*Примітка: $T_{(200)} = I_{(200)} / (I_{(200)} + I_{(111)})$

Найвищу поверхневу мікротвердість і найбільший її приріст після азотування зафіксували на сплаві BT14, в якому формується найміцніший і найглибший азотований шар (рис. 2 а). Це пов'язано з температурою поліморфного перетворення та коефіцієнтом стабілізації β -фази сплавів (k_β) (рис. 2 б), а також з розчинністю та дифузійною рухливістю азоту в α - та β -фазах титану. Це впливає і на відносний ступінь поверхневого зміцнення $K = [(H_\mu^{\text{пов.}} - H_\mu^{\text{серц}}) / H_\mu^{\text{серц}}] \cdot 100$ %, де $H_\mu^{\text{пов.}}$ – твердість поверхні металу, $H_\mu^{\text{серц}}$ – твердість серцевини металу сплавів, яка після азотування знижується у такій послідовності: BT14 \rightarrow BT16 \rightarrow T110 \rightarrow BT22.

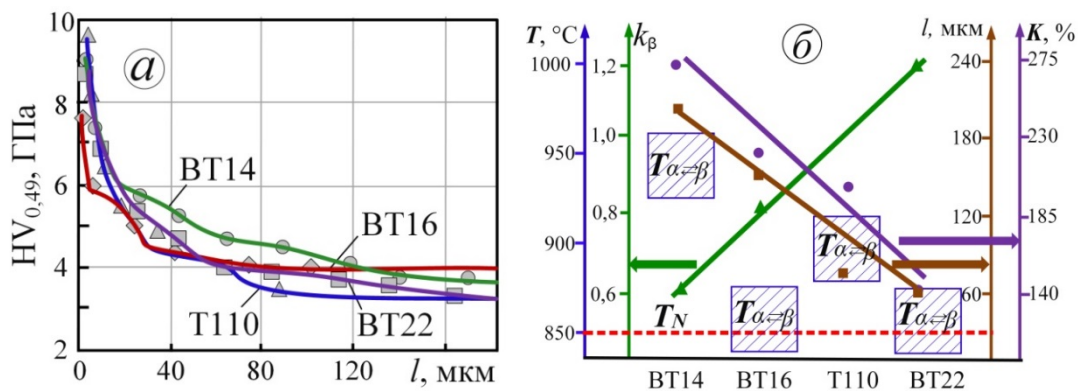


Рисунок 2 – Розподіл мікротвердості по перетину (а) та залежність ступеня приповерхневого зміцнення K від коефіцієнта β -стабілізації k_β (б) титанових сплавів після азотування.

Ефективність поверхневого зміцнення за умов ізотермічного газового азотування є найнижчою для сплаву BT22 (рис. 2). Безумовно, подовження тривалості ізотермічного азотування і, особливо, підвищення температури збільшать ступінь приповерхневого зміцнення сплаву. Проте високі температури насичення негативно вплинуть на механічні характеристики сплаву. Тому проаналізуємо можливості підвищити рівень приповерхневого зміцнення сплаву BT22, використовуючи технологічні і структурні підходи до інтенсифікації газового азотування. Проаналізовано технологічний (термоциклування) та структурні (попередні деформаційне чи лазерне оброблення) методи поліпшення азотування. Так, змінюючи термодинамічні параметри насичення, зокрема, швидкість нагрівання-охолодження та циклічна зміна температури підвищують інтенсивність азотування. Попереднє поверхневе пластичне деформування, внаслідок якого у поверхневому шарі подрібнюються зерна: збільшується густина дефектів та площа меж зерен, які є шляхами полегшеної дифузії азоту також інтенсифікує азотування. Опромінення поверхні лазером перед азотуванням забезпечує практично вдвічі вищу поверхневу мікротвердість (18,0 проти 9,7 ГПа) порівняно із традиційним азотуванням за тим же температурно-часовим режимом.

Отже, ефективність газового азотування залежить від структурно-фазового стану титанових сплавів, тобто збільшення коефіцієнта β -стабілізації знижує ефективність газового азотування у такій послідовності: VT14 \rightarrow VT16 \rightarrow T110 \rightarrow VT22. Проте, технологічними чи структурними підходами можна змінювати структурно-фазовий стан приповерхневих шарів ($\alpha + \beta$) сплавів титану і тим підвищувати ефективність їх азотування.

МОДЕЛЮВАННЯ ФАЗОВО-СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ МЕТАЛОВИРОБАХ З ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Парусов Е. В., *д. т. н., с. н. с., завідуючий відділом термічної обробки металу для машинобудування*

Бобирь С. В., *д. т. н., с. н. с., провідний науковий співробітник відділу термічної обробки металу для машинобудування*

Приходько І. Ю., *д. т. н., с. н. с., завідуючий відділом процесів і машин обробки металів тиском*

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України м. Дніпро, Україна

Вступ. Великогабаритні металовироби, зокрема валки гарячого деформування (опорні, робочі) вагою до 85 т – основний технологічний інструмент у прокатному переробі металургійних підприємств. Від їхньої надійності та зносостійкості робочої поверхні залежать техніко-економічні показники і насамперед продуктивність технологічного процесу та якість готового прокату. Необхідні службові властивості валків формуються на етапі остаточного термічного оброблення. Основним способом термічного зміцнення великогабаритних прокатних валків є загартування з використанням водяного та водоповітряною охолодження на спреєрних установках за умов об'ємного (ОТЗ) або диференційованого (ДТЗ) нагрівів. Рациональне визначення параметрів режиму загартування валкових сталей дозволяє отримати максимально ефективну глибину робочого шару та запобігти утворенню тріщин під час термічного зміцнення.

Останнім часом для виготовлення прокатних валків використовують сталі типу 65X3CMФ, 80X3MФ і 80X5MФ. Однак, стійкість до зношування валків в жорстких умовах експлуатації нерідко виявляється недостатньою. У науково-технічній літературі наразі відсутня інформація щодо особливостей кінетики розпаду аустеніту вищезазначених сталей, зокрема з урахуванням впливу масштабного фактору, тому цей напрям потребував проведення відповідних комплексних досліджень.

Мета. Моделювання фазово-структурних перетворень у робочому шарі великогабаритних прокатних валків у процесі термічного зміцнення високовуглецевих легованих сталей з урахуванням визначальних параметрів технології виготовлення.

Матеріали та методи досліджень. В якості матеріалу обрано високовуглецеві леговані сталі промислового виробництва із хімічним складом, наведеним у таблиці. Для моделювання фазово-структурних перетворень за глибиною робочого шару прокатних валків використано метод скінченних елементів. Термокінетичні діаграми (ТКД) побудовано за допомогою власної авторської методики [1–3]. За нормативною документацією ПАТ «НКМЗ» (м. Краматорськ) відповідність властивостей робочого шару прокатних валків повинна забезпечуватися за глибиною 90–110 мм від поверхні бочки.

Таблиця

Хімічний склад досліджуваних легованих сталей

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % ваг.									
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S	P	Ni	Cu
65Х3СМФ	0,63	0,31	0,78	2,81	0,27	0,17	0,009	0,022	0,28	0,16
80Х3МФ	0,78	0,37	0,38	2,68	0,37	0,11	0,006	0,014	0,38	0,11
80Х5МФ	0,80	0,35	0,32	4,72	0,31	0,14	0,005	0,018	0,45	0,09

Результати досліджень. У відповідності до розробленої аналітичної моделі [2, 3] побудовано ТКД валкових сталей 80Х3МФ, 80Х5МФ і 65Х3СМФ (рис. 1). Аналіз отриманих ТКД показав, що досліджувані сталі характеризуються широкою областю існування переохолодженого аустеніту (лінії ТКД суттєво зміщені праворуч). Области дифузійного й проміжного перетворень для сталей 65Х3СМФ (рис. 1, а) та 80Х5МФ (рис. 1, в) характеризуються більшою стійкістю переохолодженого аустеніту у порівнянні зі сталлю 80Х3МФ (рис. 1, б). Підвищення вмісту хрому від 2,68 % (80Х3МФ) до 4,72 % (80Х5МФ) впливає на підвищення стійкості аустеніту та зміщує області перлітного та бейнітного перетворень на ТКД.

Бочка робочого валка має профіль з калібрами, тому охолоджується за різними режимами. Під час моделювання задавали геометричні розміри і параметри термічного зміцнення прокатних валків у відповідності до існуючої технології ПАТ «НКМЗ». На побудовані ТКД досліджуваних сталей наносили розраховані температурні криві, які відповідали конкретним зонам за перерізом бочки валків (рис. 2). На першому етапі моделювання режиму термічного зміцнення опорних та робочих валків проводили за способом ОТЗ на спреєрних установках. Розрахунок розподілу температурних полів за радіусом бочки опорного валка 0–120 мм з кроком 40 мм і робочого валка 0–100 мм з кроком 20 мм наведено на рис. 2, а і рис. 2, б відповідно.

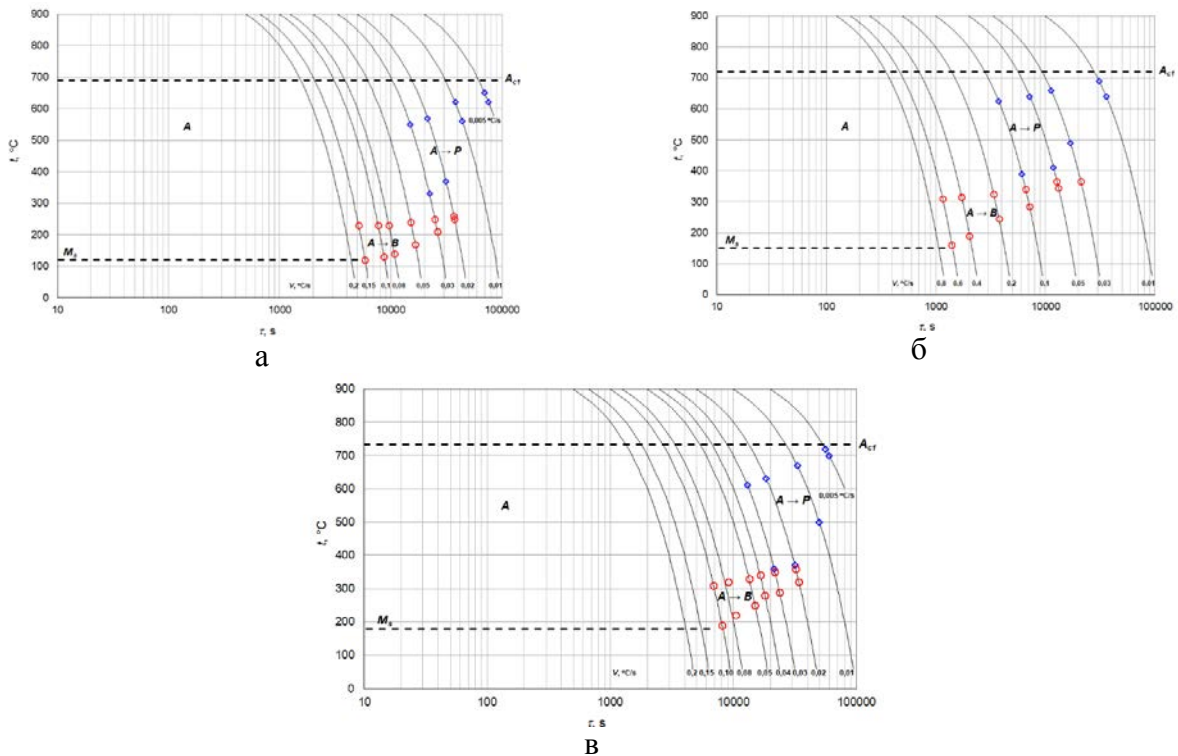


Рисунок 1 – ТКД розпаду аустеніту досліджуваних сталей 65Х3СМФ (а), 80Х3МФ (б), 80Х5МФ (в): А – аустеніт, Р – перліт, В – мартенсит, M_s – початок мартенситного перетворення

За результатами моделювання встановлено, що розпад аустеніту сталі 65Х3СМФ відбувається в бейнітній області на глибині 0–120 мм. При цьому перетворення аустеніту сталі 80Х3МФ відбувається за дифузійним механізмом в інтервалі температур (P_s-P_f) на всій глибині, крім поверхні. Таким чином, спосіб ОТЗ є неефективним для отримання високої твердості поверхні бочки робочих валків.

На наступному етапі проведено моделювання режиму термічного зміцнення робочих валків зі сталей 80Х3МФ і 80Х5МФ за способом ДТЗ (рис. 3).

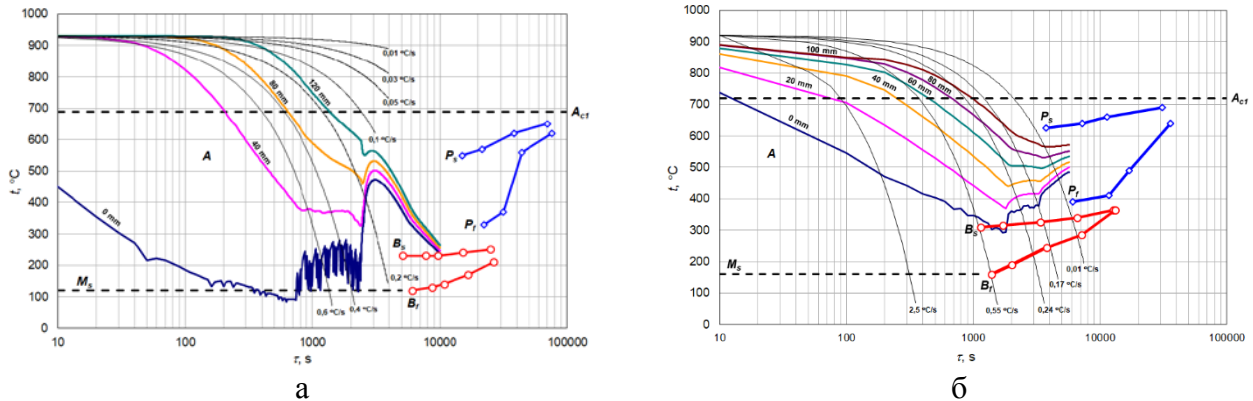


Рисунок 2. Формування структури у робочому шарі прокатних валків зі сталей 65Х3СМФ (а) і 80Х3МФ (б) під час термічного зміцнення за способом ОТЗ: А – аустеніт, M_s – початок мартенситного перетворення, P_s , P_f , B_s , B_f – початок та завершення перлітного і бейнітного перетворень відповідно

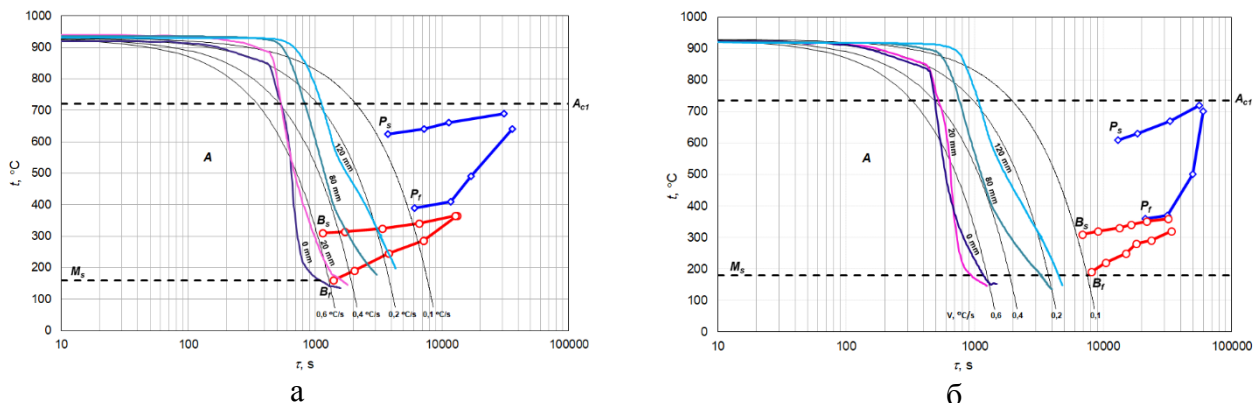


Рисунок 3. Формування структури у робочому шарі прокатних валків зі сталей 80Х3МФ (а) і 80Х5МФ (б) під час термічного зміцнення за способом ДТЗ: А – аустеніт, M_s – початок мартенситного перетворення, P_s , P_f , B_s , B_f – початок та завершення перлітного і бейнітного перетворень відповідно

У процесі ДТЗ сталі 80Х3МФ навіть на глибині 120 мм від поверхні бочки валка не відбувається дифузійний розпад аустеніту (інтервал температур P_s-P_f), а основні фазові перетворення протікають в бейнітній області (B_s-B_f). При термічному зміцненні сталі 80Х5МФ на глибині 0–120 мм бочки валка перетворення відбуваються в мартенситній області. Отже, термічне зміцнення робочих валків зі сталі 80Х5МФ слід проводити з більш уповільненою швидкістю безперервного охолодження у порівнянні зі сталлю 80Х3МФ.

Висновки. На засадах скінченно-елементної моделі, з урахуванням визначальних параметрів технології термічного зміцнення, проведено моделювання перебігу фазово-структурних перетворень за робочим шаром бочок великогабаритних прокатних валків, що виготовлені з високовуглецевих легованих сталей. Наведена методика може бути корисною для

матеріалознавців та працівників технічних служб машинобудівних підприємств, оскільки дозволяє досягти заданого структурного стану у робочому шарі великогабаритних металовиробів в залежності від хімічного складу сталі та технології термічного зміцнення.

Список літератури

1. Bobyr S. V., Krot P. V., Loschkarev D. V. Models of structural phase transformations and mechanical properties of alloy steels rolls. Chapter in book Carbon Steel: Microstructure, Mechanical Properties and Applications – Hauppauge (USA): Nova Science Publishers, Inc. 2019. P. 81–106.
2. Бобирь С. В., Парусов Е. В., Голубенко Т. М., Лошкарьов Д. В. Розроблення та впровадження нової методики моделювання фазово-структурних перетворень у процесі охолодження легованих сталей. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2022. № 1(96). С. 17–23. <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.240422.17.838>.
3. Бобирь С. В., Парусов Е. В., Голубенко Т. М., Чуйко І. М., Барановська О. Є. Моделювання фазових перетворень під час безперервного охолодження високовуглецевих легованих сталей. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні* : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 22 березня 2022 р. Дніпро : УДУНТ, 2022. С. 67–71. <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2023.01.017>.

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ КРАЙОВИХ УМОВ СТАТИЧНОГО РОЗРАХУНКУ ПРОСТОРОВОЇ ФЕРМИ СМІТТЕВОЗА BOGDAN ERCV27 (BANKE ELECTROMOTIVE)

Голенко К.Е., кандидат технічних наук, викладач, ORCID: 0000-0002-6140-4573

Диха О.В., доктор технічних наук, професор, ORCID: 0000-0003-3020-9625

Потеряев О.І., аспірант, ORCID: 0000-0003-7234-0095

Хмельницький національний університет

Враховуючи вимоги щодо скорочення шкідливих викидів у навколишнє середовище, екологічні норми ЄС при переході до Євро-7 у 2025-му році фактично призведуть до того, що транспортні засоби повинні будуть працювати без викидів у будь-якій ситуації водіння. Виробники автомобілів вважають, що нові, значно суворіші норми означатимуть кінець епохи двигунів внутрішнього згорання. Так, наприклад, з 2030-ого року припиняє свою діяльність виробник SEAT, залишаючи по собі виключно електричний в перспективі бренд Supra. Така тенденція стосуватиметься не лише приватних транспортних засобів (легкових автомобілів), а й комунальної техніки також, що і є темою наших досліджень.

Об'єкт досліджень – просторова несівна рама типу «ферма» сміттевоза Bogdan ERCV27 (BANKE ELECTROMOTIVE), представлена у вигляді твердотілої Solid-моделі. Особливість досліджуваної моделі полягає у встановленні блоку батарей за кабіною водія, що створюють додаткове навантаження на просторову ферму сміттевоза. Сама ж ферма є також унікальною конструкцією в порівнянні з класичними повздовжніми рамами вантажівок і нагадує скорше кузов автобуса за своєю архітектурою. Засобами досліджень виступає програмне середовище Static Structural Ansys Static Structural (рис.1).

В умовах різноманітних режимів експлуатації натурного зразку об'єкта досліджень неодмінно постає питання міцності та рівномірності його несівної просторової рами, що є визначальним ще на етапі проектування та складання відповідної конструкторської документації. Відтак, матеріали, наведені в рамках представлених досліджень можуть бути застосовані у подальших кроках оптимізації просторової рами з метою підвищення показників її масово-механічної ефективності: скороченні спорядженої маси при одночасному зростанні міцності. Базовим необхідним розрахунком є так званий статичний розрахунок, котрий попри свою назву охоплює й динамічні режими випробувань, імітовані за допомогою відповідних коефіцієнтів динамічності (Кд).

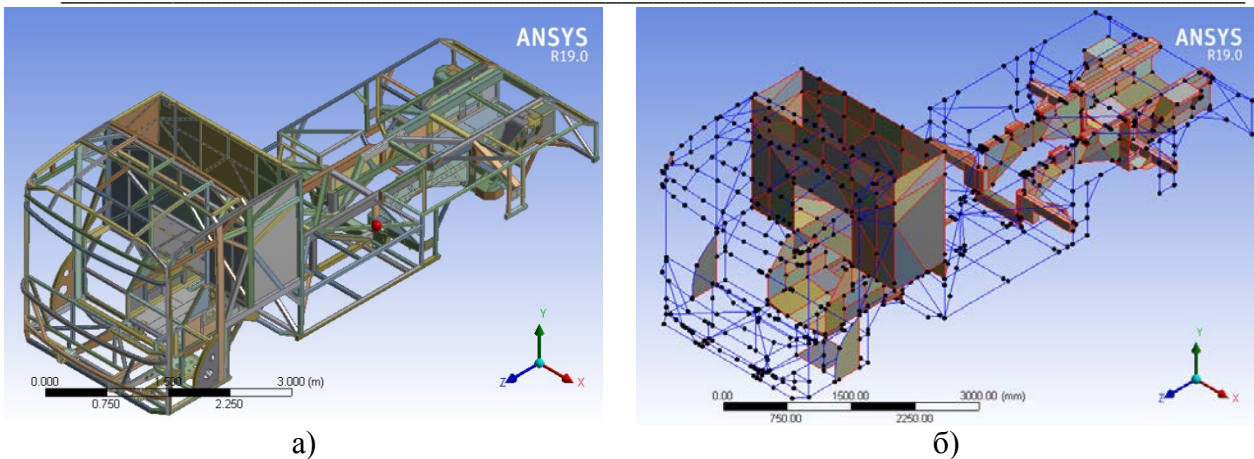


Рисунок 1 – Розрахункова модель сміттевоза Bogdan ERCV27: а) solid-представлення; б) стрижневе представлення у Ansys R19

Першим та найбільш важливим випадком навантаження є режим згину. Коефіцієнт динамічності (Кд) закладається рівним 2,0. Це означає, що на раму діють подвійні навантаження й значення прискорення складає $2g = 19613.2 \text{ м/с}^2$. Такий підхід дозволяє зімітувати миттєві інерційні навантаження, котрі можуть зустріти об'єкт досліджень в умовах динамічного руху по дорожніх нерівностях з вертикальними коливаннями та ударами, що поглинаються рамою. Таким чином, можна вважати, що у разі отриманих напружень нижче межі текучості матеріалу виготовлення рами, вона має подвійний запас міцності відносно своєї повної маси.

Враховуючи складну архітектуру Solid-моделі, її насиченість різноманітними сортаментами та елементами, що формують об'ємні ферми, отримані результати розбивки моделі на МКЕ-сітку можна вважати ефективними: 61233 МКЕ-елементів є відносно невисоким значенням як для такого типу конструкції (рис.2). Кількість МКЕ-елементів визначає розмір матриці рівнянь моделі, а відтак – розрахункові ресурси моделі, що дуже важливо особливо для вирішення контактних задач (розділ Explicit Dynamics), при вирішенні котрих напружено-деформований стан аналізується з частотою до 0.001 с.

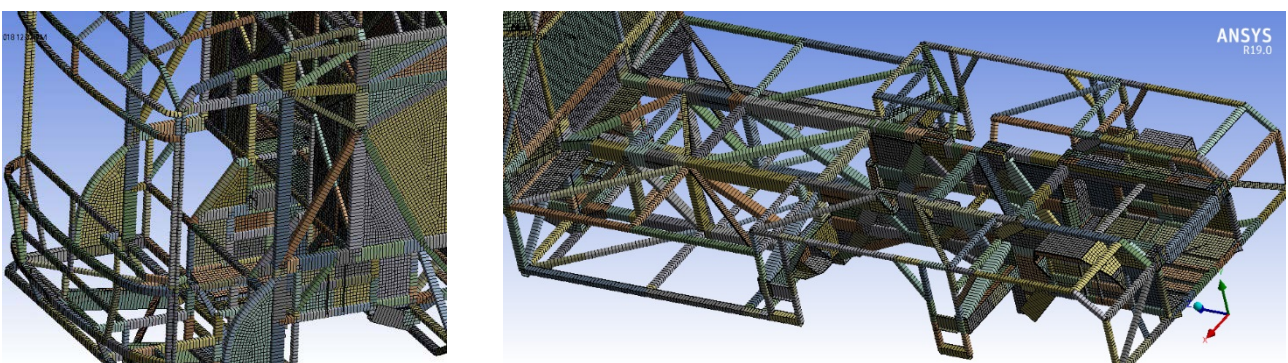


Рисунок 2 – МКЕ-сітка моделі сміттевоза Bogdan ERCV27

Наступним кроком прикладаються зосереджені маси до відповідних елементів просторової рами й відповідають місцям фактичного кріплення/розташування вузлів та агрегатів Solid-моделі (рис.3). Маса компактору складає 7553 кг, сміття – 8685 кг; завантажувального пристрою – 569 кг; зовнішнього облицювання - 492 кг; решта вузлів та агрегатів – 4910 кг. Маса просторової ферми не закладається додатково, оскільки навантаження від неї вираховується автоматично на основі пришвидшення вільного падіння g .

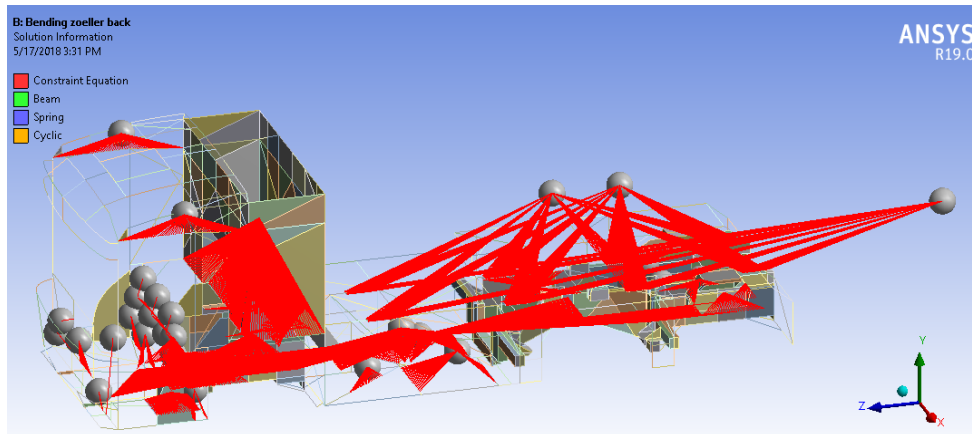


Рисунок 3 – Схема навантаження сміттевоза Bogdan ERCV27 у вигляді зосереджених мас вузлів та агрегатів

Наступним кроком до моделі прикладаються в'язі, що обмежують переміщення моделі. У нашому випадку ми закріпимо задню вісь сміттевоза, тобто прикладемо консольне (Fixed Support) закріплення до обох площадок кріплення пневмобалонів підвіски (рис.4а). Можна уявити, що сміттевоз поставлено на ручні гальма або задні колеса спираються на антивідкочувальний «башмак». Решта площадок мають тип закріплення Displacement з обмеженням переміщень по осі Y (рис.4б). Такий підхід також дозволяє забезпечити податливість рами у поздовжньому й поперечному напрямі (у горизонтальній площині) й поводити себе природньо, імітуючи реальні розтягування/стиск в умовах експлуатації ТЗ. Іншими словами, розрахункова модель не обмежує раму, наприклад у розтягуванні при навантаженні її значними масами, отже, отриманий напружено-деформований стан (НДС) буде максимально відповідати натурним випробуванням.

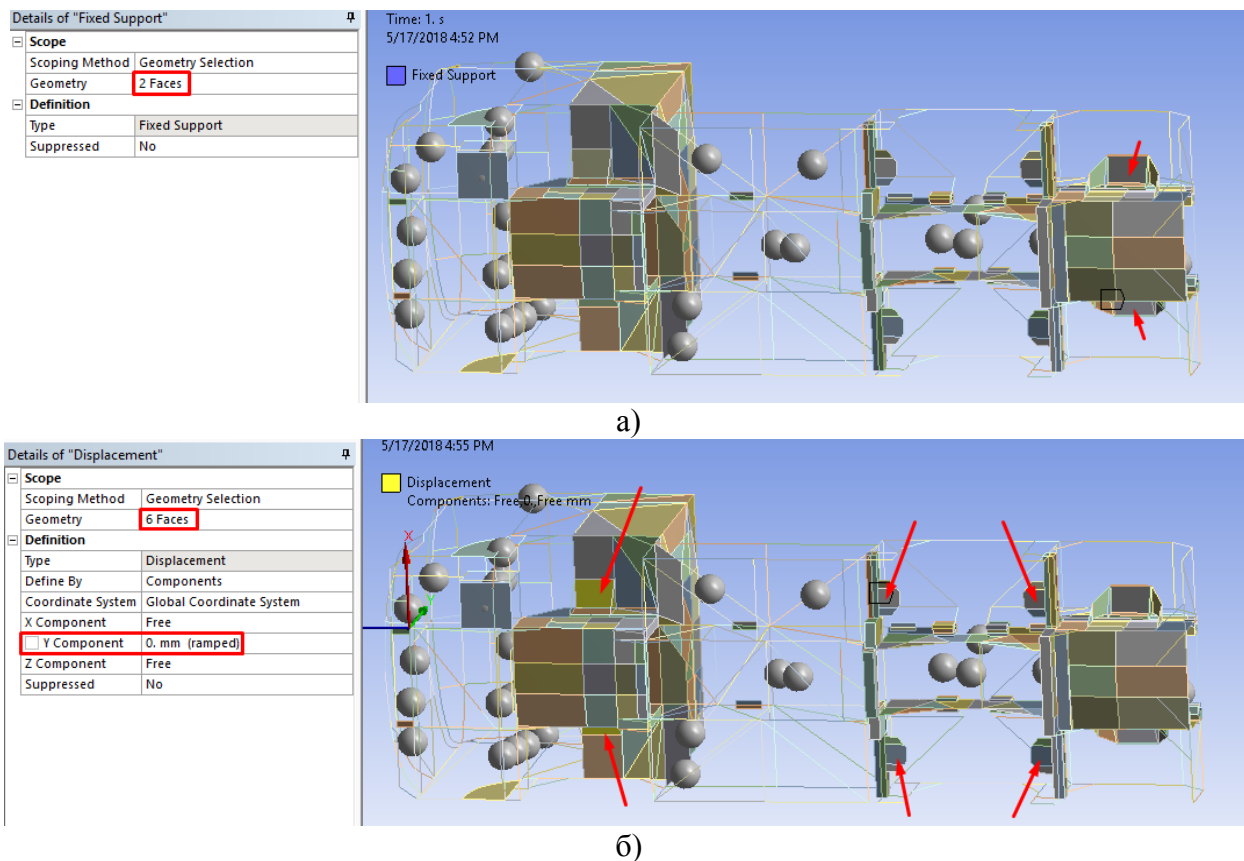


Рисунок 4 – Схема прикладання в'язей до моделі сміттевоза Bogdan ERCV27 у Ansys

За результатами аналізу НДС встановлюються висновки щодо рівномірності просторової ферми сміттевоза; коефіцієнту запасу міцності, що безпосередньо впливає на матеріалоемність; переміщень (деформацій), що є вкрай важливим показником для визначення безпеки інсталяції вікон, нормальної сумісної роботи приводів не лише шасі сміттевозу, а й компактора з навісним обладнанням, тощо. Обговорення результатів є темою наступних публікацій та безумовно викликає практичний інтерес не тільки для самого виробника сміттевозу, а також й для науковців та промисловців галузі машинобудування. Вже на даному етапі ствердно можна зазначити, що Україна має солідну науково-проектувальну базу й достатній потенціал для проектування подібних складних конструкцій транспортних засобів спеціального призначення. Набутий роками емпіричний досвід вітчизняної школи автобусобудування, який ефективно підкріплюється такими сучасними продуктовими рішенням, як задіяний Ansys Workbench, забезпечують широкі можливості щодо проектування просторових ферм. Враховуючи намічену тенденцію продажу європейськими виробниками (наприклад, Volvo) електро-пакетів шасі окремо від рам/кузовів під SKD-складання набору у вигляді батареї живлення, електродвигунів, трансмісії, підвіски та керування, ринок проектування та виготовлення таких просторових ферм (той самий сміттевоз) набуває значного економічного сенсу в першу чергу для України.

FORMATION OF MICROSTRUCTURE IN EQUIATOMIC HOT FORGED AND SINTERED TiCrFeNiCuC ALLOYS

Bagliuk G. A., *Doctor of science, Professor*

Marych M. V., *Ph. D., researcher*

Goncharuk D. A., *researcher*

Frantsevich Institute for Problems of Material Science NAS of Ukraine

In the last few decades, for the design of alloys with high physical and mechanical properties, the idea of a thermodynamic approach is used, the essence of which is to reduce the Gibbs free energy by creating a maximum entropy of mixing elements in the alloy. These alloys were called high entropy (HEAs) and are characterized by high strength, hardness and thermal stability. But the term "high entropy alloys" refers mainly to metal alloys, so in the literature there are few works relating to the synthesis of these alloys with the addition of non-metallic elements. The aim of this work is to study the processes of formation of carbides in situ formation of the microstructure during the synthesis of the alloy system Ti-Cr-Fe-Ni-Cu-C.

For carrying out synthesis did sample powders of the above system in equiatomic ratio, and 16.67 at.% each. The initial powder mixtures were mixed in a drum mixer for 2 hours by wet mixing. The resulting charge was pressed into cylindrical samples with a diameter of 20 mm and 40 mm at a pressure of 700 MPa. Alloys were produced by two methods of powder metallurgy – vacuum sintering and hot forging with subsequent annealing. Sintering and annealing of samples was carried out in a vacuum furnace at a temperature of 1200 °C. The time of isothermal aging during sintering and annealing was 2 hours.

The result was obtained equiatomic alloy TiCrFeNiCuC. Local micro-x-ray spectral analysis showed the presence of two main phases in alloys – FCC and BCC and carbides of titanium and chromium (in the hot-forged alloy). During annealing Cr and Ti, as the most active elements, interact with the carbon, forming carbides Cr₃C₂ and TiC, as evidenced by diffractometric and spectral research. Iron carbide Fe₃C is not detected. Only 1 carbide - titanium carbide - was found in the sintered alloy.

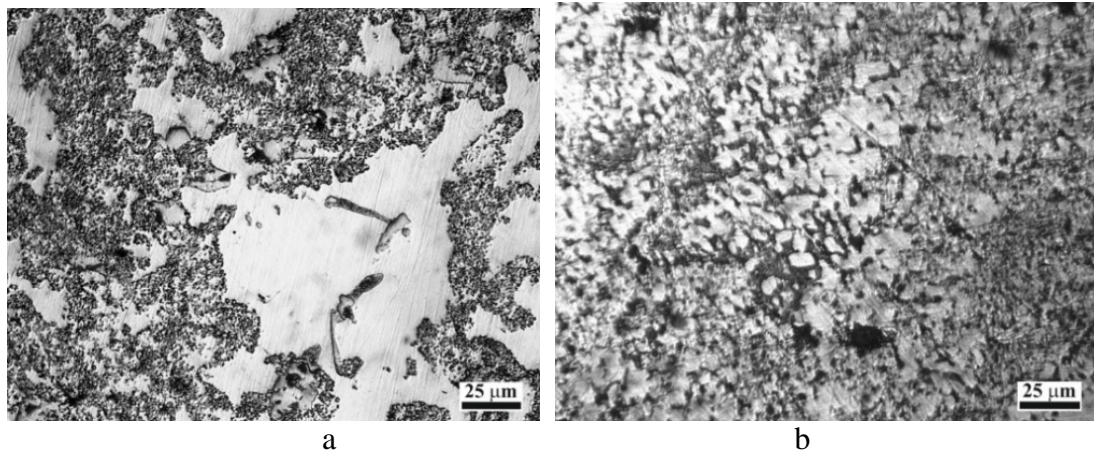
The lattice parameter of TiC in the hot-forged alloy is 0.4311 nm, so the TiC phase is present in the alloy with an atomic ratio of carbon to titanium of 0.58 (TiC_{0.58}). Thus, in forged samples, titanium carbide is formed with a lower carbon content (TiC_{0.58}) than in sintered alloys

($\text{TiC}_{0.74}$), because part of the carbon goes to the formation of chromium carbide. In addition, the stamped samples showed significantly higher values of the defectiveness of the crystal structure, which led to an increase in their hardness.

The microstructure of sintered and forged alloys consists mainly of two characteristic structural regions (Fig. 1). The light phase has an increased content of Cu, Fe and Cr. The darker phase is the result of maximum interdiffusion of all alloy elements and has an increased concentration of Ni, Ti, and C. Therefore, the dark phase contains TiC, and Cr_3C_2 inclusions are in the light phase.

Analysis of the processes of structure formation of high entropy phases formed in alloys of TiCrFeNiCuC composition, inclusions of various compounds showed a significant increase in the defectiveness of crystal structures and, accordingly, an increase in the microhardness of both individual structural components and hardness of the alloy as a whole, using preliminary hot forging of porous compounds.

In the forged alloy, there is a significantly higher dispersion of structural elements compared to the sintered alloy, as well as the presence of two carbides - TiC and Cr_3C_2 , which is explained by the effect of thermomechanical processing. Due to the high dispersion of the carbide phases, it was not possible to determine their microhardness. In the table 1 shows the chemical content of each element in the alloy phases and the microhardness of the phases.



a – sintered; b – hot forged
Fig. 1 – Microstructure of equiatomic TiCrFeNiCuC alloys

Table 1

Chemical composition of phases and their microhardness							
Phase	Cu	Fe	Ni	Cr	Ti	C	H_{μ} , ГПа
sintered							
Phase 1	31,56	23,43	4,91	29,55	2,58	7,97	4,92
Phase 2	3,89	10,56	38,13	4,83	22,66	19,93	6,80
hot forged							
Phase 1	31,15	20,88	6,41	26,79	3,87	10,90	5,53
Phase 2	4,89	12,06	35,60	11,05	20,67	15,73	7,31

Thus, preliminary hot forging during the formation of a highly entropy alloy intensifies the processes of structure formation, causes redistribution of carbon, and also provides processes that lead to a significant distortion of the crystal lattice of the emerging phases, which contributes to increase the hardness and the strength of alloys.

ЛАМІНАРНЕ НАРОДЖЕННЯ «ТВЕРДОФАЗНОЇ ТУРБУЛЕНТНОСТІ»

Бейгельзімер Я.Ю., д.т.н., проф., головний науковий співробітник

Давиденко О.А., к.т.н., старший науковий співробітник

Донецький фізико-технічний інститут ім. О.О.Галкіна НАН України, Київ

В останні кілька років з'явилася велика кількість публікацій про створення за низьких гомологічних температур нових наноструктурних сплавів і композитів шляхом кручення прекурсорів під високим тиском (КВТ) (див. огляди [1, 2]). Для цього вихідні речовини поміщають між ковадлами Бріджмена у вигляді стовпчика фольг, товщиною ~100 мкм. Кручення складового зразка під тиском ~5-10 ГПа призводить до перемішування складових та твердофазних реакцій між ними. Отримані таким чином зразки нових матеріалів мають унікальні властивості, але поки що малі розміри: зазвичай це диск діаметром ~10 мм і товщиною ~0,5 мм. Ведуться роботи з масштабування процесу.

Фізика перемішування шарів твердих речовин поки що незрозуміла. Кінематика процесу має явний стохастичний характер та змінює топологію вихідного розподілу речовин. У цьому плані вона нагадує розвиток турбулентності в рідинах, і названа «твердофазною турбулентністю» (ТТ) [3]. Виявлення фізичних механізмів та закономірностей ТТ є завданням, вирішення якого має велике фундаментальне та прикладне значення.

У доповіді аналізується початкова стадія еволюції ТТ під час зсуву композита під тиском. Показано, що на певній стадії КВТ, у твердіших шарах виникають періодично розташовані утонення, куди одночасно проникає м'якший матеріал. Розвиток цього процесу призводить до поділу твердих шарів на частини, які також можуть дробитися. Цей ефект вивчається як на якісному рівні, так і кількісно, за допомогою комерційного пакета QForm.

Список літератури

1. David Hernández-Escobar, Megumi Kawasaki & Carl J. Boehlert (2022) Metal hybrids processed by high-pressure torsion: synthesis, microstructure, mechanical properties and developing trends, *International Materials Reviews*, 67:3, 231-265.
2. Estrin Y, Beygelzimer Y, Kulagin R. Design of architected materials based on mechanically driven structural and compositional patterning. *Adv Eng Mater.* 2019;21:1900487.
3. Yan Beygelzimer, Alexander Filippov & Yuri Estrin, "Turbulent" shear flow of solids under high-pressure torsion, *Philosophical Magazine*, 2023, doi: 10.1080/14786435.2023.2180681.

МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ХРОМОМОЛІБДЕНОВАНАДІЄВОЇ СТАЛІ

Голубенко Т.М., канд. техн. наук, ст. наук. співр., **Луценко В.А.**, д-р техн. наук, ст. наук. співр., пров. наук. співр., **Луценко О.В.**, канд. техн. наук, наук. співр.

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України

Леговані конструкційні сталі широко використовуються у різних галузях промисловості для виробництва відповідальних виробів, які повинні мати зносостійкість в умовах високого тиску. Хромомолібденованадієва сталь використовується для виробництва суднових деталей, розпилювачів форсунок, плунжерних пар, гільз та інших відповідальних зносостійких деталей. Комплекс легуючих елементів (хром, молібден, ванадій) в даних сталях забезпечує необхідну прогартовуваність через сильний вплив на структуроутворення при термічному обробленні. Основним способом підвищення якісних характеристик сталі є правильно підібрана термічна обробка, мета якої створити структуру, яка б задовольняла

вимогам виробника. Відомо, що окрім впливу легуючих елементів, на структуроутворення також впливають температури обробки сталі.

Робота присвячена моделюванню і дослідженню впливу температури обробки на структуроутворення хромомолібденованадієвої сталі 31CrMoV9, яка виробляється згідно з нормативною документацією EN 10085:2001. Дослідну сталь нагрівали до температур в інтервалі 850...1050°C та охолоджували у воді й на повітрі. Після загартування зразки піддавали відпуску при температурі 250°C з витримкою та подальшим охолодженням на повітрі. Показано, що після нагріву до різних температур аустенізації та охолодження в однакових умовах, структура сталі відрізняється.

Для сталі 31CrMoV9 характерно значне зростання розміру аустенітного зерна при нагріванні від температури 950°C. Досліджена сталь має різнозернистість, середній умовний діаметр зерна дорівнює 0,042 мм при температурі нагрівання 850°C, 0,051 мм – при 950°C та 0,056 мм – при 1050°C. Результати досліджень показали, що величина аустенітного зерна з підвищенням температури аустенізації збільшується, що може привести до зміни структури дослідної сталі після термічної обробки.

Після нормалізації структура сталі 31CrMoV9 складалася з бейніту та мартенситу з різним співвідношенням структурних складових (рис.1). Дослідження показали, що підвищення температури нагріву призводить до збільшення кількості мартенситу з 5-10% при 850°C до 50% при 1050°C. Відповідно збільшується мікротвердість сталі з 3340 МПа при 850°C до 4075 МПа при 1050°C.

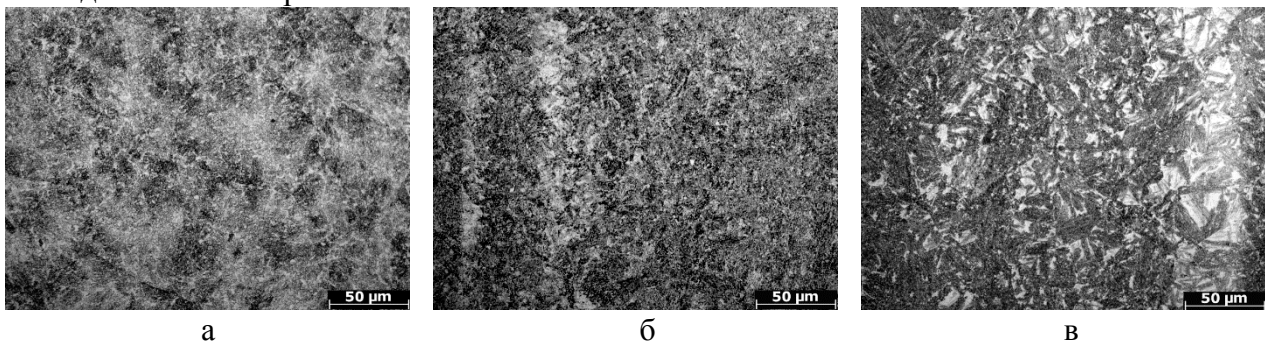


Рисунок 1 – Структура сталі 31CrMoV9 після нормалізації з температур 850°C (а), 950°C (б) і 1050°C (в)

Після нагрівання до різних температур, гартування та відпуску, структура сталі 31CrMoV9 складається з відпущеного мартенситу, який характеризується різним ступенем голчастості (рис.2).

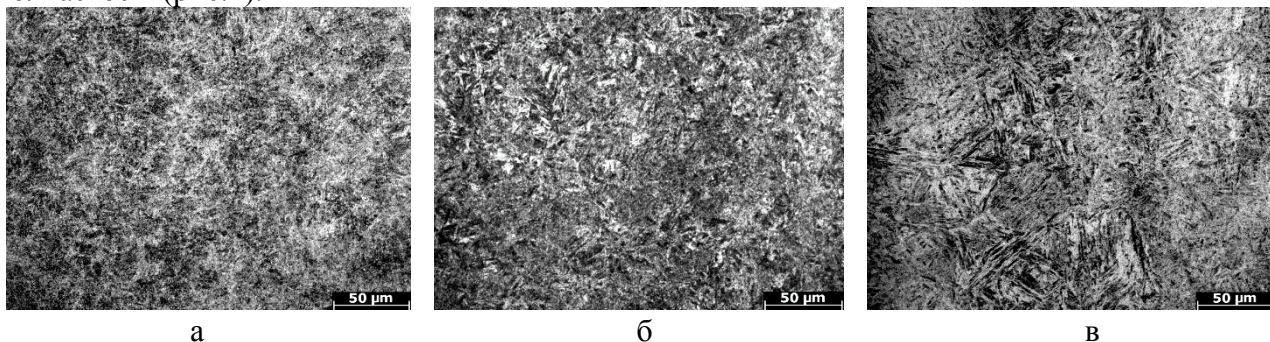


Рисунок 2 – Структура сталі 31CrMoV9 після гартування з температур 850°C (а), 950°C (б) і 1050°C (в) та відпуску

Виявлено, що з підвищенням температури нагріву спостерігається збільшення початкового аустенітного зерна, що привело до укрупнення голок мартенситу. Підвищення

температури нагріву також збільшило розчинність легованих карбідів в сталі, що підвищило стабільність аустеніту, збагачення його вуглецем та легуючими елементами, і привело до збільшення кількості залишкового аустеніту після гартування. Це підтверджується зменшенням мікротвердості загартованої та відпущеної сталі при збільшенні температури нагріву. Середні значення мікротвердості сталі 31CrMoV9 після гартування та відпуску склали: 4060 МПа для нагріву 850°C, 3960 МПа – для 950°C та 3894 МПа для 1050°C.

При нагріванні до 1050°C та охолодженні в воді й на повітрі, спостерігається найширший інтервал між мінімальними та максимальними значеннями мікротвердості, що в подальшому може негативно вплинути на властивості даної сталі. Таким чином, для отримання рівномірної дрібної структури в хромомолібденованадієвій сталі 31CrMoV9 слід нагрівання перед гартуванням або нормалізацією проводити при температурі 850°C.

ДЕЯКІ АСПЕКТИ МЕТОДИКИ ПРОГНОЗУВАННЯ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ ТРИБОСИСТЕМ

Клименко О.Д., к.т.н., Мисковець С.В., к.т.н.
Луцький національний технічний університет

Підвищення надійності та ресурсу роботи механізмів і машин в більшості визначаються стійкістю проти спрацювання спряжених поверхонь тертя.

Багато спеціалістів питання підвищення працездатності агрегатів пов'язують з використанням всього комплексу конструктивних, технологічних та експлуатаційних засобів. Правильне поєднання цих засобів, які використовуються при проектуванні вузлів тертя, на їх думку, є головною умовою в досягненні необхідної стійкості проти спрацювання деталей машин.

Крім того, наявні дані дозволяють зробити висновок, що в цій галузі існує значний резерв.

Виключно висока чутливість стійкості проти спрацювання матеріалів до умов організації процесу тертя дає змогу передбачити наявність істотного впливу на ресурс вузла тертя факторів, які раніше не враховувались при прогнозуванні, що й призводить до істотного розкиду щодо ресурсу одних і тих же матеріалів, працюючих в однакових умовах

Як показала практика, в умовах трибохімічного спрацювання відмінність хімічного складу матеріалу пар тертя в рамках стандарту приводить до зміни швидкості спрацювання, а тому і ресурс вузла тертя в декілька разів змінюється.

Нами проведені дослідження щодо впливу хімічного складу матеріалу в рамках стандарту на стійкість проти спрацювання конструкційних матеріалів в середовищі низькомолекулярних вуглеводнів з врахуванням геометричних і кінематичних параметрів вузлів трибосистем.

Дані результати підтверджують необхідність розробки більш достовірних методів прогнозування поведінки матеріалів деталей трибосистем при експлуатації.

На сучасному етапі прогнозування можна здійснювати двома принциповими шляхами:

1) визначення досить точних аналітичних залежностей швидкості спрацювання від фізико-хімічних і механічних властивостей матеріалів залежністю:

$$U = \left\{ \begin{array}{l} M_1, M_2, M_3, M_4, \dots, M_n \\ \Phi_1, \Phi_2, \Phi_3, \Phi_4, \dots, \Phi_n \\ X_1, X_2, X_3, X_4, \dots, X_n \end{array} \right\}$$

де: U- швидкість зношування;
 М- механічні властивості,
 Ф- фізичні властивості;
 Х- хімічні властивості.

При цьому швидкість спрацювання повинна визначатись для конкретних умов роботи реальної деталі трибосистеми;

2) здійснення вхідного контролю стійкості проти спрацювання матеріалів на спеціально розробленому лабораторному устаткуванні.

За результатами контролю даний матеріал (партія постачання) може бути рекомендований для тих чи інших деталей в залежності від вимог по ресурсу. В цьому випадку повинен-бути встановлений зв'язок між швидкістю спрацювання в лабораторних умовах та в експлуатації.

На сучасному етапі надається перевага другому шляху - здійсненню вхідного контролю. Це дає можливість уточнити обмеження за рядом показників фізико-хімічних і механічних властивостей матеріалів, що входять в їх стандарт або ТУ і при порівняно невеликих затратах на придбання лабораторного обладнання досягнути збільшення ресурсів і надійності, зекономити конструкційні матеріали, зменшити витрати на механічне обслуговування та ремонт техніки.

THE USE OF FACTOR ANALYSIS METHODS IN THE STUDY OF THE STRUCTURAL STATE OF WELDED JOINTS AFTER ELECTRON-BEAM WELDING

Laukhin D., *Doctor of Technical Sciences, Prof., Department of Engineering and Generative Design, Dnipro University of Technology, Dnipro, Ukraine, e-mail: laukhin.d.v@nmu.one, IORCID ID: 0000-0002-9842-499X*

Beketov O., *Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Department of Material Science and Treatment of Materials, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, Dnipro, Ukraine, e-mail: lab120@mail.pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-0664-0327*

Slupska Y. *Ph.D., Department of Material Science and Treatment of Materials, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, Dnipro, Ukraine, e-mail: slupska.yuliia@pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0002-7983-1602*

Rott N., *Ph.D., Associate Professor, Department of Engineering and Generative Design, Dnipro University of Technology, Dnipro, Ukraine, e-mail: rott.n.o@nmu.one, ORCID ID: 0000-0002-3839-6405*

The use of the mathematical apparatus of factor analysis allows to investigate the stability of correlations between individual variables. It is the correlations between the variables themselves, as well as between the variables and the selected factors, that contain the main information about the stages of the process development. The results of the factor analysis will be informative if it is possible to interpret them from the point of view of the physical meaning of both the research process and the factors that were obtained as a result of the application of the factor analysis. Therefore, when selecting factors that will be used for further analysis, you should be guided not only by mathematical methods, but also by the physical meaning of factor selection. Thus, the application of factor analysis in the study of material science problems (for example, the welding process) is reduced to the search and analysis of the most significant characteristics of the process (factors) among the array of data that can be obtained during the research process.

Goal. Study of the relationship between the structural state in the zones of the welded joint after electron beam welding of steel samples 09Mn2Si, 10CrSiNiCu, 10Mn2VNb using the mathematical apparatus of factor analysis.

Low-carbon, low-alloy steels 09Mn2Si, 10CrSiNiCu, 10Mn2VNB were chosen as the material for this study.

Research grades of steel were produced according to the technological scheme of continuous controlled rolling according to the example [1].

Experimental welding was carried out on the equipment of the E.O. Paton Institute of Electric Welding of the National Academy of Sciences of Ukraine. Electron beam welding was performed in the UL-144 installation, equipped with an ELA-60/60 power source, a CF-4 welding gun and a SU-220 beam control device. Welding was performed according to the following parameters: accelerating voltage - 60 kV; beam current – 70 mA; the diameter of the circular sweep on the surface at a distance of 100 mm from the welded product is 2 mm; welding speed 5.5 mm/s. The linear energy during electron beam welding was 3.11 kJ/cm.

Factor analysis was performed using the structural equation modeling module (SEPATH) of the STATSOFT STATISTICA 10.0 program. [2-6].

In the work, the study of the relationship between the distribution of the structural state in the zones of the welded joint was carried out using the mathematical apparatus of factor analysis.

The paper proposes an algorithm for the application of factor analysis for solving applied problems of materials science, in particular, the analysis of the structural state of steels 09Г2С, 10ХСНД, 10Г2ФБ after electron-beam welding.

On the basis of quantitative assessment data, the results of metallographic studies, variables were selected that characterize the structural state of the welded joint of steels 09Mn2Si, 10CrSiNiCu, 10Mn2VNB after electron-beam welding.

Using the mathematical apparatus of factor analysis, the grouping of factors and the grouping of variables into factors were carried out, and the corresponding qualitative dependences were obtained.

Based on the criteria of factor analysis, a reduced number of factors was performed. This operation was analyzed using varimax and quartimax methods.

As a result of the complex research, it was established that the most significant variables in the analysis of the structural state of welded joints after laser welding are the percentage distribution of the ferritic and pearlite structural components in the zones of the welded joint.

References

1. Слупська Ю.С., Лаухін Д. В., Бекетов О. В., Тютєрев І. А., Ротт Н. О. Застосування методів факторного аналізу у дослідженні структурного стану зварного з'єднання після лазерного зварювання. Український журнал будівництва та архітектури. Науково-практичний журнал. 2021. № 3 (003). С. 91-100.
2. Фетісов В. С. Пакет статистичного аналізу даних STATISTICA: навчальний посібник / В. С. Фетісов. – Ніжин : НДУ ім. М. Гоголя, 2018. – 114 с.
3. Гихман И. И., Скороход А. В., Ядренко М. В. Теория вероятностей и математическая статистика. Київ: Вища школа, 1988. – 436 с.
4. Статистичний аналіз даних вимірювань: навч. посіб. / Єременко В.С., Куц Ю.В., Мокійчук В.М., Самойліченко О.В. – К.: НАУ, 2013. – 320 с.
5. Шапочка М.К., Маценко О.М. Теорія статистики: навчальний посібник / М.К. Шапочка, О.М. Маценко. Суми «Університетська книга», 2014. – 312 с.
6. Мамчич Т.І., Оленко А.Я., Осипчук М.М., Шпортюк В.Г. Статичний аналіз даних з пакетом STATISTICA. Навчально-методичний посібник. – Дрогобич: Видавнича фірма «Відродження», 2006. – 208с.

APPLICATION OF BULK MATERIALS AND VACUUM-ARC DEPOSITED COATINGS BASED ON Ti,Nb-Al-C MAX PHASES DEMONSTRATING HIGH-TEMPERATURE WEAR RESISTANCE, HIGH ELECTRICAL CONDUCTIVITY AND STABILITY IN OXYGEN AND HYDROGEN ENVIRONMENTS

T. Prikhna^{1,4,a*}, J. Ostash^{2,b}, O. Kuprin^{3,c}, V. Podhurska^{2,d}, T. Serbenyuk^{1,e}, V. Sverdun^{1,f}, B. Büchner^{4,g}, J. Hufenbach^{4,h}, S. Ponomaryov^{5,i}, M. Karpets^{6,j}

¹*Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine, 2 Avtozavodskaya St., Kiev, 04074, Ukraine*

²*Karpenko Physical-Mechanical Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, 5 Naukova St., Lviv, 79060, Ukraine*

³*National Science Center Kharkov Institute of Physics and Technology, 1, Akademicheskaya St., Kharkov, 61108, Ukraine,*

⁴*Leibniz-Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung Dresden e. V. Helmholtzstraße 20, Dresden 01069, Germany,*

⁵*Institute of Semiconductor Physics of the National Academy of Sciences of Ukraine (NASU), 41, Nauky Ave., Kyiv 03028, Ukraine*

⁶*National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute», Peremogy Avenue 37, 03056 Kyiv, Ukraine*

^aprikhna@ukr.net, ^bostash@ipm.lviv.ua, ^ckuprin@kipt.kharkov.ua, ^dpodhurska@gmail.com, ^eserbenyuk@ukr.net, ^fvsverdun@ukr.net, ^gb.buechner@ifw-dresden.de, ^hj.k.hufenbach@ifw-dresden.de, ⁱs.s.ponomaryov@gmail.com, ^jmkarpets@ukr.net.

MAX phases of Ti-Al-C system are the most examined and perspective for high temperature applications; they are light, electro conductive, having high damping and low friction abilities, etc. New promising challenges for the development of modern mechanical engineering are opened up by the development of highly wear-resistant and electrically conductive coatings that can ensure long-term performance of bearings, as cavitation-resistant and were resistant coatings on turbines blades and sliding mechanisms in fretting corrosion modes at temperatures of 500 °C and above, for example, in the aircraft industry. The developed MAX phases-based coatings can be successfully used for the mentioned above applications. Besides, they can be used in hydrogen energetic, for example, as interconnects of solid oxygen fuel cells (SOFC). The bulk Ti₂AlC, Ti₃AlC₂ and (Ti,Nb)₃AlC₂ developed by us are promising for the manufacture of pantographs, to be used as damping substrates and others.

The study of wear of 6-13 mm thick vacuum-arc deposited on martensitic heat resistant steel coatings of Ti-Al-C-MAX- phases-based showed significantly less wear compared to the sample without coating. At the initial stage, the coefficient of friction μ increased to the same value for both samples with and without coating ($\mu = 0.42$), however, it continued to increase over time for the uncoated sample, while it was stable for the coated sample. A significant difference was observed in the profiles of the friction tracks: in the sample with the coating, the depth of the track is $h \sim 3 \mu\text{m}$ and it is quite uniform, while in the sample without the coating it is $h \sim 7 \mu\text{m}$ and local potholes are observed. The specific wear rate parameter, W , turned out to be almost 2 times higher for samples without coating ($W = 2.35 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N}\times\text{m}$) than for samples with this coating ($W = 1.27 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N}\times\text{m}$). The study of fretting-fatigue resistance of the coated with MAX (11.4 - 13.3 μm thick) samples using a modernized rigid cyclic bending loading machine showed that at room temperature the resistance to failure of the best coated sample was 5 times higher than without coating: the best sample with coating withstood 324,000 load cycles, and without coating only 67,000 cycles. The characteristics of highly dense Ti-Al-C composite bulks and vacuum-arc deposited 6 μm thick coatings before and after heating at 600 °C in air for 1000 h were compared. High electrical

conductivity ($\sigma=1.3 \cdot 10^6$ S/m) of the highly resistant toward oxidation ($\Delta m/S=0.07$ mg/cm²) Ti-Al-C coating was preserved after long-term heating in air. It was found that the specimen surface layers of MAX-phases Ti₃AlC₂ and Ti₂AlC based bulks and chromium-containing Crofer 22APU steel became semiconductors because of high-temperature long-term oxidation (at 600 °C). The vacuum-arc deposited Ti-Al-C composite coating revealed high oxidation resistance and electrical conductivity along with good mechanical characteristics, namely nanohardness $H(10\text{ mN})=9.5\pm 1.5$ GPa, and Young's modulus $E=190\pm 10$ GPa and high stability in hydrogen atmosphere make it very promising for interconnects of solid oxide fuel cells (SOFCs).

The bulk Ti₂AlC, Ti₃AlC₂ and (Ti,Nb)₃AlC₂ developed by us are promising for the manufacture of pantographs of electrical transport. Two pantographs were constructed by us with electrical inserts from Ti₃AlC₂ synthesized by hot pressing under 15 MPa pressure. Electrocontact insert from MAX phase Ti₃AlC₂ of the tram pantograph passed experimental and industrial test on the routes of the depot №1 LKP "Lvivelectotrans", confirmed by the relevant act, showed high wear resistance (0.43 mm/1000 km in dry friction conditions) which was 2.7 times higher than the wear resistance with lubricant of the traditionally used electrical contact insert made of aluminum alloy AK-12 and the wear of the contact wire made of copper M1 decreased by 9 times. With special lubrication further reduction of copper wear (in 54 times) in contact with Ti₃AlC₂ and increase in arc resistance can be achieved. Pantograph from Ti₃AlC₂ passed total mileage 35000 km and The Ti₃AlC₂ pantograph covered a total mileage of 35 000 km and its wear was relatively small, while the traditional one from AK-12 needs to be changed every 1700 km.

Acknowledgements

The investigations were performed in the frame of the project NATO SPS G5773 “Advanced Material Engineering to Address Emerging Security Challenges” and grant of the National Academy of Sciences of Ukraine “III-7-22 (0785).

ОЦІНКА СТРУКТУРИ СУСПЕНЗІЙ ЗА ДОПОМОГОЮ РЕОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ

Іванченко С.Е.,

м.н.с. ORCID:0000-0002-9859-1835, +380664488401, sergonische@gmail.com, Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

У методах колоїдного формування за допомогою механічного зсуву використовуються чорнила, суспензії або пасти що складаються з частинок твердої фази, рідкого дисперсанту та допоміжних матеріалів (ПАВ, зв'язка, пластифікатор і т. д.) [1]. Геометрія отвору та швидкість, з якою через нього пропускають рідину для отримання виробу буде визначати механічний зсув, що буде діяти на суспензію [2], а взаємодія між компонентами суспензії визначає її структуру та реакцію на прикладений зсув [3]. Реологічний характер течії суспензії дозволяє оцінити її структуру, яка визначає кінцеві властивості та якість виробу, однак у наявних літературних джерелах існує обмежений набір параметрів, що можна використати для характеристики структури. Дана робота присвячена підбору та модифікації параметрів, які можна отримати при аналізі стандартних кривих течій суспензій для кількісної оцінки їх структури.

Найбільш широко поширеною моделлю для опису реологічних кривих течії є модель Power Law, або ступенева залежність. Рівняння ступеневої залежності для кривих течії має вигляд:

$$\tau = K\gamma^n \quad (1)$$

де τ – напруження зсуву, K – коефіцієнт консистенції течії, γ – градієнт зрізу, n – коефіцієнт характеру течії

В цій моделі коефіцієнт консистенції течії опосередковано вказує на в'язкість суспензії, однак порівнювати суспензії за цим коефіцієнтом є доцільним, лише якщо їх коефіцієнти характеру течії є близькими. Коефіцієнт характеру течії n описує зміну в'язкості суспензії

під дією зсуву. Якщо $n > 1$ то рідина загущується під дією зсуву (т.з. дилатантна або реопексна рідина), якщо $n < 1$ то рідина розріджується (псевдопластична або тиксотропна рідина), якщо $n = 0$ то рідина Ньютонівська [4]. Коефіцієнт характеру течії можна використати для виявлення деформації та/або орієнтації структурних елементів суспензії, у випадку зниження в'язкості або для посилення тертя та агломерації частинок порошку у випадку загущення.

Закон Оствальда-де Вейле що впливає з моделі ньютонна та степеневі залежності Power law може бути використаний для оцінки та прогнозування в'язкості рідин, якщо вона виходять за межі вимірювального діапазону обладнання. Це може бути корисно для порівняння рідин з сильною відмінністю у в'язкості, наприклад дисперсій порошоків та концентрованих розчинів полімеру.

$$\eta = \frac{K\dot{\gamma}^n}{\dot{\gamma}} = K\dot{\gamma}^{n-1} \quad (2)$$

Параметром, що вказує на наявність мережевої структури суспензії є ступінь тиксотропії/реопексії. Ян Мевіс [5–7] ввів поняття та запропонував метод обчислення ступеню тиксотропії/реопексії шляхом визначення площі гістерезису між прямою та зворотною кривими течії. Розбіжність між прямою та зворотною кривою течії вказує на те, що після певної тривалості дії зсувних напружень на суспензію, її в'язкість змінюється та повертається до початкових значень не одразу після припинення дії зсуву, а через певний час. Ян Мевіс припускає, що цей за цей час відбувається поступове відновлення структури суспензії, що зазнала змін внаслідок дії зсуву. Якщо пряма крива течії вище зворотної, то в'язкість суспензії знизилася під дією зсуву певної тривалості і цей тип течії вважають тиксотропним. Тиксотропію пов'язують з наявністю у структурі суспензії розгалуженої мережі, що може складатися як з клубків полімерів, так і з груп частинок з'єднаних між собою. Зсув руйнує ці зв'язки і для відновлення структури необхідний певний час після припинення дії зсуву [5, 7, 8]. Визначити ступінь тиксотропії та реопексії T/R_{dgr} можна шляхом обчислення площі гістерезису між прямою та зворотною кривими течії. Для цього площу під прямою кривою (A_{ffc}) слід відняти від площі під зворотною кривою течії (A_{rfc}). Площу обчислювали методом інтегрування трапеціями, що утворені сусідніми значеннями градієнту зрізу та напруження зсуву. Площа під кривою буде дорівнювати сумі площі цих трапецій для прямої кривої та для зворотної кривої, рис. 1.

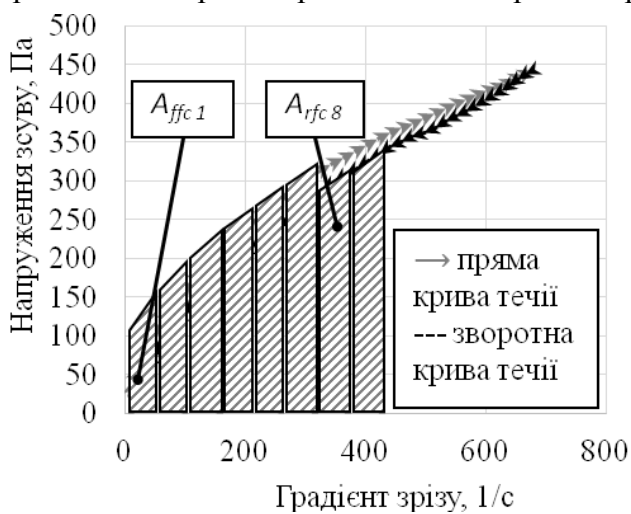


Рисунок 1 – Обчислення площі під кривими методом інтегрування трапеціями

Ступінь тиксотропії, обчислений таким методом залежить від умов проведення експерименту. Наприклад, площа гістерезису між кривими, знятими при задаванні високих значень максимального градієнту зрізу буде більше ніж у аналогічній суспензії, криві течії якої знімали при задаванні меншого значення максимального градієнту зрізу. За таких умов ступінь тиксотропії/реопексії не можна вважати достовірною мірою структурованості суспензії. Для порівняння суспензій, дані щодо кривих течії яких були отримані за різних умов експерименту пропонується вивести параметр нормованого ступеню

тиксотропії/реопексії $T/R_{dgr\ norm.}$ що обчислюється за допомогою рівняння стандартизованої оцінки:

$$A = \frac{x - \mu}{\sigma} \quad (3)$$

де, A – стандартизована величина, x – не стандартизована величина, μ – середнє значення, σ – стандартне відхилення.

Для врахування особливостей обробки даних кривих течії до рівняння слід внести декілька модифікацій. Буде використано середнє арифметичне від медіани значень площ трапецій прямої та зворотної кривої замість середнього арифметичного всіх значень. Використання медіан дозволить зменшити похибку від випадкових флуктуацій даних. Аналогічно обчислюється стандартне відхилення – як середнє арифметичне стандартних відхилень значень площ трапецій прямої та зворотної кривої. Нормований ступінь тиксотропії/реопексії є різницею між нормованим значенням площі під прямою та зворотною кривими течії:

$$\frac{T}{R_{dgr\ norm.}} = \frac{A_{ffc} - \frac{\bar{x}_{ffc} + \bar{x}_{rffc}}{2}}{\frac{\sigma_{ffc} + \sigma_{rffc}}{2}} - \frac{A_{rffc} - \frac{\bar{x}_{ffc} + \bar{x}_{rffc}}{2}}{\frac{\sigma_{ffc} + \sigma_{rffc}}{2}} \quad (4)$$

де \bar{x}_{ffc} та \bar{x}_{rffc} – медіани значень площ трапецій прямої та зворотної кривої відповідно; σ_{ffc} та σ_{rffc} – стандартні відхилення значень площ трапецій під прямою та зворотною кривими течії.

Для перевірки описаного вище підходу до нормування були проведені вимірювання кривих в'язкості тиксотропної суспензії з максимальним градієнтом зрізу 200, 500 та 800 s^{-1} (рис. 2). Суспензія складалася з нанопорошку $BaTiO_3$ (20,07 мас. %) з діаметром частинок 24 нм, етанолу (72,75 мас. %), полімеру-зв'язки етилцелюлози (3,34 мас. %) та пластифікатору дибутилфталату (3,48 мас. %). Час між вимірюваннями, необхідний для відновлення структури суспензії складав одну годину. Як видно з рисунку, через те, що вимірювання здійснювалися за різних умов, ступінь тиксотропії відрізнявся в 12 разів. Відхилення нормованого ступеню тиксотропії склало 19 %. Найбільше відхилення спостерігається у першому досліді (максимальний градієнт зрізу 200 s^{-1}), це можна пояснити непорушеною структурою суспензії що перебувала у стані спокою тривалий час.

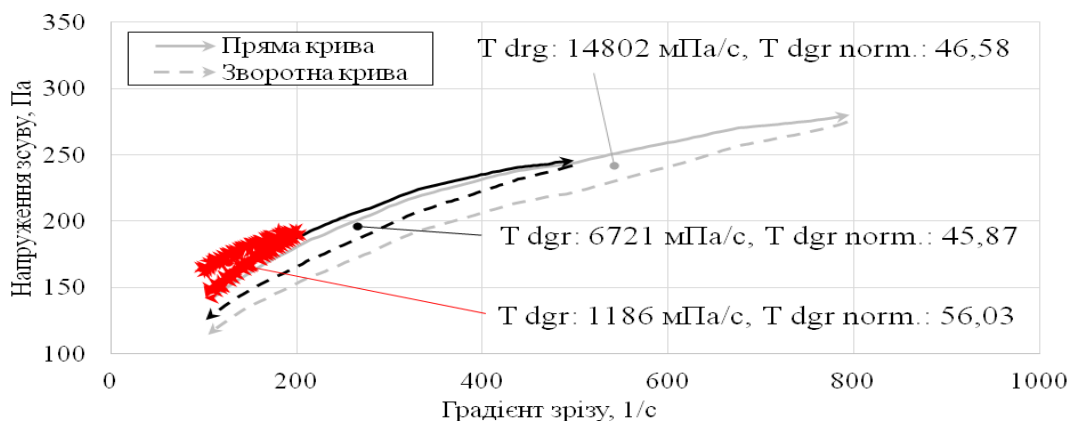


Рисунок 2 – Залежність напруження зсуву від градієнту зрізу для тиксотропної суспензії з прикладанням різного максимального градієнту зрізу

Отже, нормовану величину $T/R_{dgr\ norm}$ можна використовувати для порівняння між собою суспензій, криві течій яких були зняті за різних умов та вважати одним з показників міри їх структурованості.

Використовуючи приведені реологічні параметри в комплексі можливо оцінити структуру суспензії та її динамічну зміну під дією механічного зсуву ґрунтуючись на стандартних кривих течії.

Список літератури

1. Mistler R. E. Tape casting: theory and practice / R. E. Mistler, E. R. Twiname. — American Ceramic Society, 2000. — ISBN 9781574980295.
2. Hiroya A. Chapter 4 - control of nanostructure of materials / A. Hiroya, Y. Miyamoto, M. Umetsu[et al.] // Nanoparticle Technology Handbook (Third Edition) / M. Naito, T. Yokoyama, K. Hosokawa, K. Nogi. — Elsevier, 2018. — P. 169–253.
3. Liang Y. A general procedure to functionalize agglomerating nanoparticles demonstrated on nanodiamond / Y. Liang, M. Ozawa, A. Krueger // ACS Nano. — 2009. — Vol. 3, No. 8. — P. 2288–2296.
4. Björn A. Rheological characterization / A. Björn, P. S. de La Monja, A. Karlsson[et al.] // Biogas. — 2012. — Vol. 1. — P. 63–76.
5. Mewis J. Thixotropy / J. Mewis, N. J. Wagner // Advances in Colloid and Interface Science. — 2009. — Vol. 147–148. — P. 214–227.
6. Dullaert K. Thixotropy: build-up and breakdown curves during flow / K. Dullaert, J. Mewis // Journal of Rheology. — 2005. — Vol. 49, No. 6. — P. 1213–1230.
7. Mewis J. Thixotropy - a general review / J. Mewis // Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics. — 1979. — Vol. 6, No. 1. — P. 1–20.
8. Barnes H. A. Thixotropy - a review / H. A. Barnes. — Elsevier, 1997. — 1–33 p.

МОДЕЛЮВАННЯ ПАРАМЕТРІВ ГРАНИЧНОГО СТАНУ ЗВАРНОЇ ФЕРМИ ПРИ КОМПЛЕКСНИХ ВПЛИВАХ

Ковальчук Я.О., к.т.н., доц., доцент кафедри будівельної механіки Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя, 098 70 99 664, yarkv@i.ua
<https://kaf-bm.tntu.edu.ua/id=2760>

Бодрова Л.Г., к.т.н., доц., професор кафедри будівельної механіки Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя

Крамар Г.М., к.т.н., доц., доцент кафедри будівельної механіки Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя

Шингера Н.Я., к.т.н., доц., доцент кафедри комп'ютерних систем і мереж Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя

Швед Я.Л., асистент кафедри будівельної механіки Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя

Робота стосується науково-технічної проблеми визначення допустимих навантажень на зварні ферми з врахуванням комплексного впливу конструктивних, технологічних та експлуатаційних чинників, які формують особливості деформування і руйнування конструкції. Розв'язання цієї проблеми забезпечує максимальне використання несучої здатності конструкції без її аварійного руйнування впродовж експлуатації.

Дослідження виконано за умов статичних навантажень для фізичної моделі 600x120 ферми з паралельними поясами, яку базують по дві краях знизу і навантажують зосередженою силою в двох точках навпроти вузлів на верхньому поясі [1] на

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

електрогідравлічній випробувальній машині СТМ-100 (рис. 1). Матеріал ферми – сталевий вальцьований кутник. Зварювання – напівавтоматичне електродугове в середовищі CO_2 .

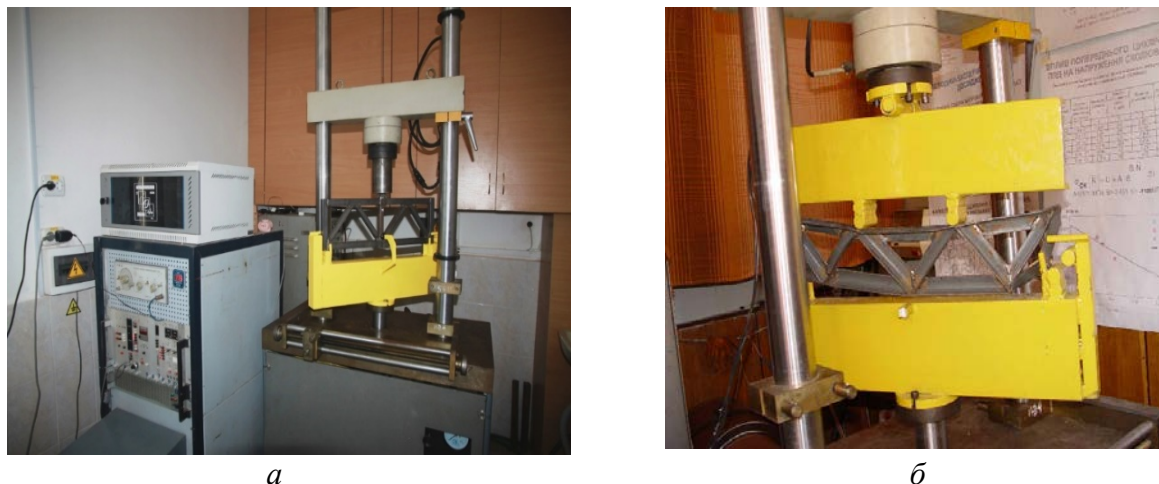


Рисунок 1 – Зразок зварної ферми на випробувальному комплексі СТМ-100 перед навантаженням (а) та після руйнування (б)

Діапазон випробувальних навантажень від 0 аж до руйнування конструкції. При цьому виявлено, що пошкодження ферми відбуваються за рахунок втрати стійкості ферми в площині навантаження. Внаслідок такого пластичного деформування конструкція втратила свою тримкість і зруйнувалася. Параметри деформування й руйнування ферми, виявлені при експерименті, зафіксовано й проаналізовано.

Комп'ютерний моделюючий експеримент для дослідження фізичної моделі 600x120 ферми виконано з використанням прикладного програмного пакету ANSYS R14.5, який алгоритмічно базується на скінчено-елементному аналізі. При розробці комп'ютерної моделі зварної ферми враховано типові рекомендації для конструкцій такого типу. Оптимізовано параметри скінченно-елементної моделі, виконано комп'ютерний моделюючий експеримент і визначено ті ж показники деформування і руйнування ферми, які отримали натурним експериментом (рис. 2), тобто параметри, які формують граничний стан ферми.

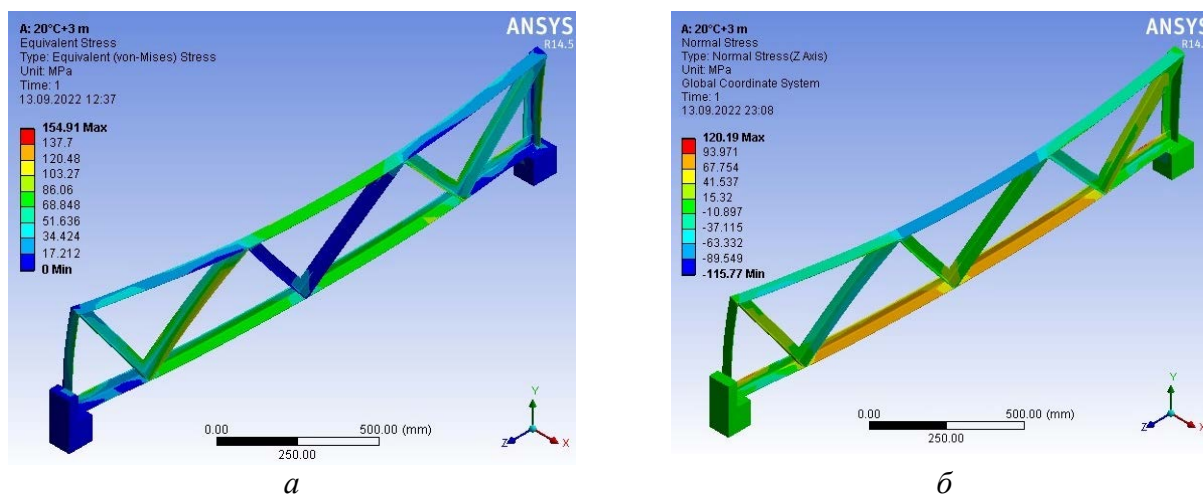


Рисунок 2 – Напруження та деформації в елементах ферми від навантажень а – 30 кН; б – 40 кН

Для візуального порівняння результатів побудовано суміщені діаграми деформування фізичної моделі 600x120 зварної ферми (рис. 3) за результатами натурального (лінія А) та комп'ютерного моделюючого експериментів (лінія Б).

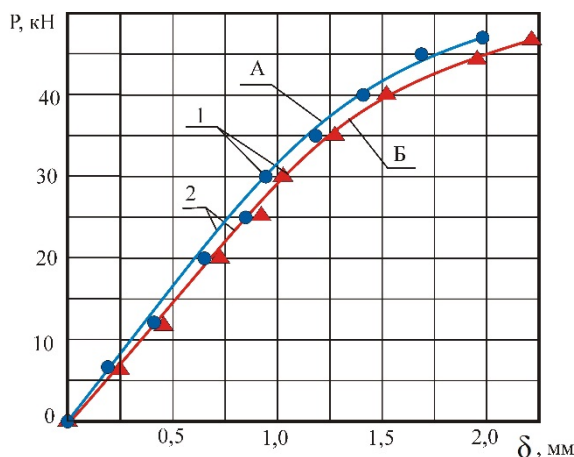


Рисунок 3 – Суміщені діаграми прогину фізичної моделі зварної ферми за результатами натурального (лінія А) та комп'ютерного моделюючого (лінія Б) експериментів:
1 – експериментальні значення; 2 – лінійна апроксимація експериментальних даних

Виконано верифікацію результатів комп'ютерного моделюючого експерименту, порівнюючи їх з відповідними показниками, отриманими натурним експериментом. Виявлено співпадання показників, які формують граничний стан конструкції, на рівні 3,4%.

Таким чином можна зробити висновок, що запропоновані параметри скінченно-елементної моделі, покладеної в основу ПК ANSYS R14.5, є оптимальними і можуть бути використаними для подальших комп'ютерних моделюючих досліджень зварних ферм такого типу для визначення параметрів їх граничного стану з високим ступенем вірогідності отриманих результатів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Пат. №40196 Україна, МПК G01N 3/00. Пристрій для базування зварних ферм при випробуваннях на статичну та циклічну міцність / Шингера Н. Я., Ковальчук Я. О.; заявник і патентовласник Тернопіль. держ. техніч. ун-т. – №40196 ; заявл.13.11.08 ; опубл. 25.03.2009, Бюл. №6.

ПРОЦЕСИ АЗОТУВАННЯ В ЦИКЛІЧНО-КОМУТОВАНОМУ РОЗРЯДІ ДОВГОМІРНИХ ОТВОРІВ

Стечишин М.С., д.т.н., проф., Диха О.В., д.т.н., проф., Олександренко В. П., д.т.н., проф.
Хмельницький національний університет

Практично всі кінематичні пари тертя з поступальним рухом, причому неважливо циліндричної вони форми чи довільної, конструктивно підпадають під категорію довгомірних отворів. Тобто відношення глибини отвору до його діаметра перевищує значення чотирьох. Якщо отвори не круглі, то двох менших діаметральних розмірів.. Числовий критерій віднесення об'єктів азотування до категорії довгомірних отворів в

кількості чотирьох діаметрів стосується конструкцій, в яких отвори наскрізні. Для глухих заглиблень або отворів значення критерію може бути зменшене до двох. Прикладами досліджуваних в цій роботі конструкцій є плунжерні пари паливних насосів дизельних двигунів внутрішнього згорання, матеріальні циліндри термопластавтоматів тощо. Модифікація внутрішньої поверхні зі збільшенням зносостійкості особливо актуальна для матеріальних циліндрів термопластавтоматів, які переробляють полімери з абразивними наповнювачами, наприклад – склонаповнені пластмаси.

Експериментальні дослідження проводились на моделі, яка представляє собою пустотілий циліндр, в якому на різних відстанях від торця просвердлена серія радіальних отворів. В ці отвори вставляються взірці, довжиною 21мм, діаметром 6мм, виготовлені з сталі 45, нормалізованої. Наявність серії радіальних отворів створює можливість одночасного азотування взірців, виготовлених з різних сталей при однакових параметрах технологічного процесу, що суттєво прискорює експериментальні дослідження. Повна довжина моделі 400 мм, діаметр отвору 40 мм. Таким чином найбільший коефіцієнт відношення довжини отвору до його діаметра складає 10.

Азотування проводилось на установці для безводневого азотування УАТР-1 [1-3]. В якості газового середовища використовувалась азотно-аргонова суміш із співвідношенням компонентів по об'єму 75 % азоту і 25 % аргону. Параметри технологічного режиму представлені в таблиці 1. В режимі 1 використовувався циклічно-комутований розряд, в режимі 2 – постійне живлення.

Таблиця 1

Технологічні параметри азотування

Номер режиму	Температура, °С	Напруга, В	Тиск в камері, Па	Тривалість, години	Особливості режиму
1	560	730	120	6	Циклічно-комутований розряд
2	560	730	120	6	Постійне живлення

Обробка результатів азотування передбачала вимірювання поверхневої мікротвердості на мікротвердомірі ПМТ-3. При цьому досліджувалась поверхнева мікротвердість не тільки на торцях взірців, але по глибині модифікованого шару. Заміри мікротвердості виконувались на відстані від поверхні 25, 50, 75, 100, 150, 200, 250, 300, 600, 1000 мкм.

В якості відправної точки для аналізу принцип порівнювання відносних значень поверхневої мікротвердості. На рис. 1 показана зміна відношень мікротвердості по глибині модифікованого шару відповідно зі сторони зовнішніх торців до аналогічного показника, виміряного на тій же глибині, але з внутрішньої сторони для варіанту режиму 1. При цьому розташування графіків на вертикальній шкалі відповідає віддаленості взірців від торця моделі. Прийняті на рисунках роботи позначення: вісь у - .I.1.194 (торці моделі); yvk_0 – 5мм (центр отвору для взірця знаходиться на віддалі 5мм від торця моделі); yvk_1 – 10мм, yvk_2 – 15мм, yvk_3 – 30мм, yvk_4 – 40мм, yvk_5 – 50мм, yvk_6 – 60мм, yvk_7 – 100мм, yvk_8 – 150мм, yvk_{10} – 200мм; вісь у – глибина азотованого шару, мкм.

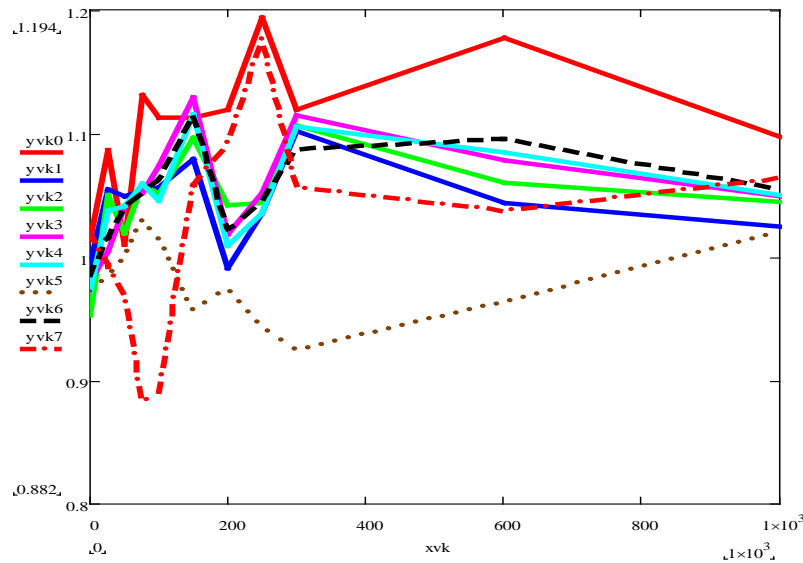


Рис. 1. Розподіл відношення мікротвердості (зовнішня сторона до внутрішньої) по глибині модифікованого шару для режиму 1

Аналіз відношень мікротвердості із зовнішньої сторони до аналогічного показника з внутрішньої залежно від відстані до відкритого торця моделі показав, що перевищення показника відношення для режиму 2 зі збільшенням відстані від торця зростає, а для режиму 1 залишається незмінною в околі одиниці.

Ще більш наглядним для вибору режиму азотування є порівняння значень мікротвердості по глибині модифікованого шару до аналогічного показника на торці взірця. В усіх варіантах технології спостерігається відмінність значень для внутрішньої та зовнішньої сторін.

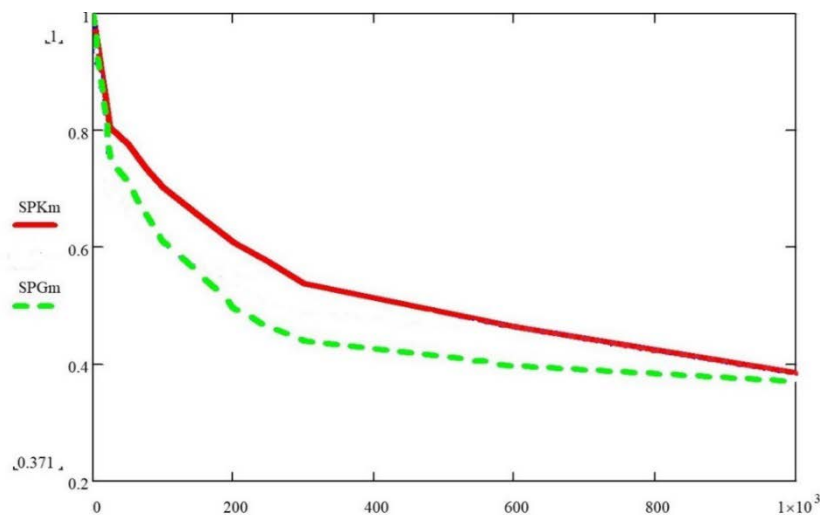


Рис. 2. Порівняння відношень мікротвердості по глибині модифікованого шару до мікротвердості на торці (верхня крива – режим 1, нижня – режим 2)

В режимі 1 (рис. 2) розподіл мікротвердості кращий (верхня крива) оскільки мікротвердість по глибині шару зменшується більш плавно порівняно з режимом 2. Очевидним висновком з порівняння наведених рисунків є той, що змінюючи технологію, можна забезпечити необхідну якість азотування отворів з відносно малим діаметром. При

цьому найбільш перспективним, виходячи за розподілом мікротвердості по глибині азотованого шару, слід вважати застосування циклічно-комутованого розряду.

Випробування проведені в режимі сухого тертя також показали підвищення зносостійкості зразків із сталі 45 при азотуванні в циклічно-комутованому розряді (рис. 3).

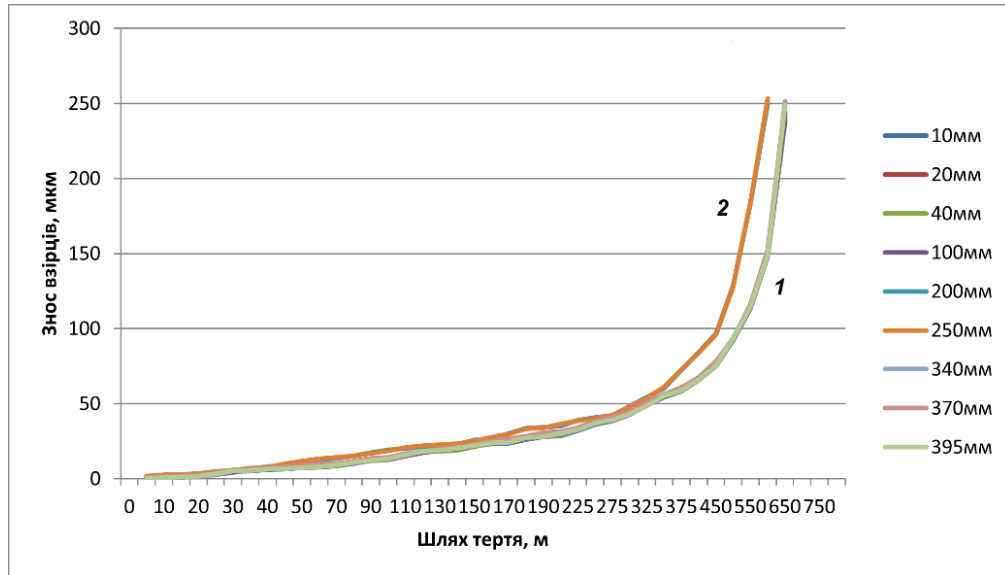


Рис. 3. Зносостійкість азотованих за режимом 1 і за режимом 2 зразків сталі 45 залежно від висоти їх розміщення в моделі

Встановлено також, що використання для азотування отворів з відносно малим діаметром тліючого розряду з різним характером живлення створює умови для отримання модифікованих шарів з різними фізико-механічними та трибологічними характеристиками.

Список літератури

1. Стечишина Н.М. Корозійно-механічна зносостійкість деталей обладнання харчових виробництв: монографія / Н.М. Стечишина, М.С. Стечишин, Н.С. Машовець. – Хмельницький: ХНУ, 2022.-181с.
2. Пастух І.М. Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде. Харьков: Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», 2006. - 364с.
3. Пастух И. М., Вакуумно - диффузионная обработка поверхности металлов с применением тлеющего и дугового разрядов в газах / И. М. Пастух, А. А. Андреев, В. М. Шулаев // Новые процессы термической обработки. Библиотека ОТТОМ. – Харьков, ННЦ ХФТИ. – 2004. – С. 5 - 57.

СЕКЦІЯ ПЕРЕДОВІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ПРОМИСЛОВОГО ЗАСТОСУВАННЯ

ДОМІШКИ ТА ВКЛЮЧЕННЯ В АЛМАЗНИХ ЗЕРНАХ, ЯК ФАКТОР, ЯКИЙ НЕОБХІДНО ВРАХОВУВАТИ ПРИ ЗАСТОСУВАННІ АЛМАЗНИХ ШЛІФПОРОШКІВ В АЛМАЗНОМУ ІНСТРУМЕНТІ

Лаврінченко В.І., д.т.н., проф., зав. Відділу; Ільницька Г.Д., к.т.н., с.н.с., зав. лабораторії;
Смоквина В.В., к.т.н., учений секретар; Зайцева І.М., к.т.н., с.н.с.;
Петасюк Г.А., д.т.н., пров.н.с.; Тимошенко В.В., к.т.н., н.с.;
Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2, Київ, Україна, 04074
e-mail: gil-ism@ukr.net

Для процесів алмазно-абразивної обробки застосовуються переважно алмази з діапазону марок АС6–АС32. Властивості синтетичних алмазів однієї марки зазвичай дуже часто зовсім не однакові і відрізняються залежно в якій системі вони синтезовані, скільки домішок і включень в них, які їх магнітні властивості. Крім того, ці алмази є пористими і містять певну кількість включень і домішок та можуть піддаватися термообробці, причому в алмазах з більшим вмістом домішок ефект у підвищенні міцності алмазних зерен буде більшим, адже у них існує можливість в залежності від кількості, виду домішок і включень в алмазі змінювати поверхневий елементний склад алмазів і заліковувати тріщини. Завдяки особливостям кристалічної структури (всі 4 валентних електрони атомів карбону міцно зв'язані) ідеальний кристал алмаза (без домішок та дефектів ґратки) повинен бути прозорим для видимого світла діелектриком. В реальних же кристалах завжди існує певна кількість домішок та дефектів ґратки. Навіть в найбільш чистих ювелірних алмазах вміст домішок досягає 10^{18} атомів на 1 см^3 . Розподіл домішок в алмазі може бути нерівномірним, наприклад, на периферії їх більше, аніж в центрі. Сильні зв'язки між атомами карбону в структурі алмаза приводять до того, що будь-яка недовершеність кристалічної ґратки алмаза впливає на його фізичні властивості. При загальному опису властивостей алмаза виходять з того, що максимальний вміст домішок складає 5 %, причому кількість однієї домішкової компоненти не перевищує 2 %.

Для синтетичних алмазів (особливо марок АС4–АС32) було звернено увагу на те, що зерна мають домішки та включення як на поверхні, так і в дефектах (порах) цієї поверхні, а поруватість є відмінною особливістю таких алмазів (див. рис. 1).

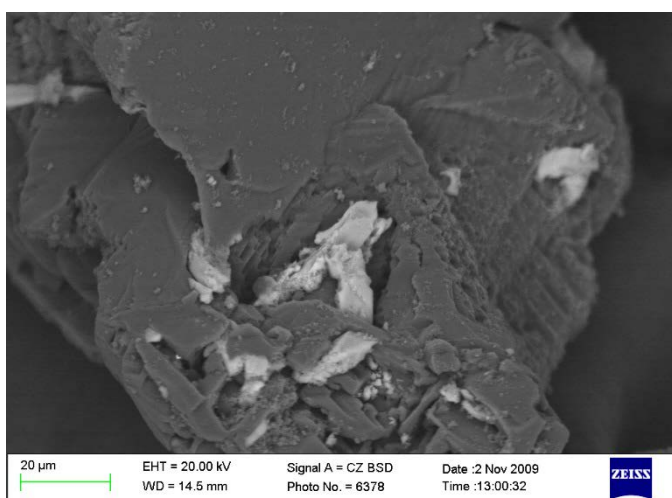


Рисунок 1 – Приклад наявності включень на поверхні та порах алмазів АС6 125/100 у вихідному стані.

Алмаз при синтезі в системі метал (Me)–вуглець(C) отримують в спеціальних апаратах при високих p, T -умовах. Для зниження необхідних високих параметрів синтезу застосовують каталізатор у вигляді сплаву-розчинника. Процес синтезу алмазів марок вказаної вище невисокої міцності відбувається при великих швидкостях росту кристалів, які при своєму рості захоплюють усі побічні фази, що є присутніми у реакційній камері. Ці фази (включення) – різного розміру: від атомних і до макроскопічних величин. Включення, які повністю законсервовані в кристалі алмаза, є об'ємними дефектами.

Відомі з літератури дослідження з

синтезу алмаза в основному виконані із застосуванням системи Ni–Mn–C. Разом з тим, існує певний інтерес до застосування більш дешевого сплаву-розчинника – Fe–Si. Виявлено, що вплив кремнію на сплави Fe–C є аналогічним до впливу нікелю, що дозволяє знизити термодинамічні параметри отримання алмаза. Алмази вказаних вище систем істотно різняться у якості та елементному складі внутрішньокристалічних і приповерхневих домішок металічних груп, які захоплюються від сплаву-розчинника при синтезі, а тому суттєво відрізняються за своїми магнітними властивостями. Так, алмази марки АС6 зернистості 125/100, синтезовані у системі Ni–Mn–C, мають магнітну сприйнятливості $18,7 \cdot 10^{-8}$, а їх включення $655,0 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, а алмази, синтезовані у системі Fe–Si–C, мають магнітну сприйнятливості $268,0 \cdot 10^{-8}$, а їх включення $7303,0 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$.

Тобто, алмази однакової марки можуть отримуватися у різних ростових системах. Наслідком цього є те, що в них може бути різний вміст домішок (від 2 до 7 % за масою).

При виготовленні шліфувального інструменту більш поширено використовуються алмази різних марок з діапазону АС6–АС20. Тому в даній роботі шліфпорошки алмазу марки АС6 для покращення їх якості піддавали механічному дробленню в планетарному млині, а також ультразвуковій обробці. Механічне і ультразвукове вибіркоче дроблення забезпечує руйнування друз, зростків і зерен, що мають раковини і включення, в результаті чого забезпечується підвищення ізометричності порошків. Шліфпорошки алмазу марки АС6 зернистості 160/125, синтезованих в системах Ni–Mn–C і Fe–Si–C, після фізико-механічної обробки були поділені у магнітному полі з напруженістю від 5 до 20 А/м. Результати розподілу представлено на рис. 2.

Як впливає з рис. 2 питома сприйнятливості алмазів обох систем магнітних і немагнітних фракцій відрізняється на порядок. Для алмазів, синтезованих в системі Ni–Mn–C, $\chi_{вих}$ від $90,3$ до $8,8 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, а для алмазів, синтезованих в системі Fe–Si–C $\chi_{вих}$ від 1327 до $132,0 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Алмази, отримані в системі Fe–Si–C, мають добре виражені магнітні властивості тому питома магнітна сприйнятливості алмазів і їх включень магнітної фракції складає $\chi_{вих}=1327 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ і $\chi_{вкл}=18038 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, відповідно.

В шліфпорошках алмазу марки АС6 зернистості 160/125, синтезованих в системах Ni–Mn–C і Fe–Si–C, після їх розділення в магнітному полі визначали елементний і загальний склад внутрішньокристалічних домішок і включень методом рентгенофлуоресцентного інтегрального аналізу з використанням растрового електронного мікроскопа "BS-340" і енергодисперсійного аналізатора рентгенівських ліній спектра "Link-860". Для визначення елементного складу включень і домішок (β , % (за масою)) використовувалася перероблена програма кількісного аналізу ZAF–4FLS, розроблена фірмою Link (Англія). Характеристики властивостей шліфпорошків алмазу марки АС6 зернистості 160/125, синтезованих в системах Ni–Mn–C і Fe–Si–C, після розділення у магнітному полі представлено в табл. 1.

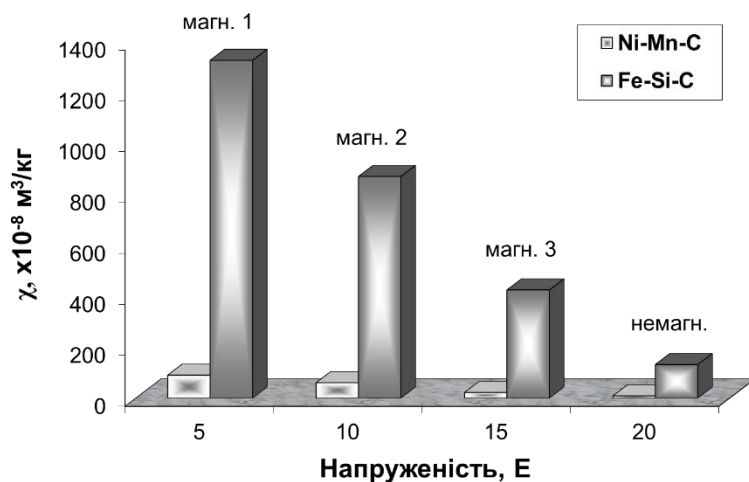


Рисунок 2 – Розділення шліфпорошків алмазу марки АС6 зернистості 160/125, синтезованих в системах Ni–Mn–C і Fe–Si–C.

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

З даних таблиці випливає, що феромагнітні елементи сплавів-розчинників у включеннях (Ni+Mn для системи Ni-Mn-C та Fe для системи Fe-Si-C) переважають і складають 77,9–84,0 % від загальної кількості наявних включень в порошках алмазу немагнітної фракції, а в магнітній фракції трохи вище і складають 94,5–93,1 % для алмазів обох ростових систем.

Таблиця 1.

Характеристики властивостей шліфпорошків алмазу марки АС6 зернистості 160/125, синтезованих в системах Ni-Mn-C і Fe-Si-C

Фракція розділення	Ni-Mn-C				Fe-Si-C			
	β , % (за масою)		χ , м ³ /кг		β , % (за масою)		χ , м ³ /кг	
	Загальний	Ni+Mn	$\chi_{вих}$, $\times 10^{-8}$	$\chi_{вкл}$, $\times 10^{-8}$	Загальний	Fe	$\chi_{вих}$, $\times 10^{-8}$	$\chi_{вкл}$, $\times 10^{-8}$
магнітна	3,631	3,337	90,3	2503	7,360	6,828	1327	18038
немагнітна	2,014	1,569	8,8	467	2,129	1,733	132	6229
вихідна	3,413	2,901	16,8	630	4,557	3,965	342	7518

Порошки алмазу марки АС6 зернистості 160/125, що синтезовані в обох системах, магнітних і немагнітних фракцій, були використані для виготовлення експериментальних шліфувальних кругів на металічній зв'язці марки М1-10 при шліфуванні зразків твердого сплаву марки ВК8. Продуктивність обробки була 200 мм³/хв. Відносні витрати алмазів марки АС6, синтезованих в системі Fe-Si-C магнітної фракції ~ на 40 % нижче в порівнянні з q_p алмазів АС6 немагнітної фракції. Відносні витрати алмазів марки АС6 в кругах при шліфуванні, синтезованих в системі Ni-Mn-C значно вище (див. табл. 2).

Таблиця 2.

Механічні і експлуатаційні характеристики алмазів марки АС6 зернистості 160/125, синтезованих в системах Ni-Mn-C і Fe-Si-C

Фракція розділення	Ni-Mn-C				Fe-Si-C			
	P , Н	$K_{одн.міц.}$, %	$K_{ТС}$, %	q_p , мг/г	P , Н	$K_{одн.міц.}$, %	$K_{ТС}$, %	q_p , мг/г
магнітна	7,4	30	44	3,25	12,7	64	35	1,64
немагнітна	6,0	38	78	3,33	4,1	53	57	2,31
вихідна	7,2	25	61	–	11,7	28	55	–

Аналіз даних табл. 2 показує, що міцність алмазів магнітної фракції обох систем вище в порівнянні з міцністю алмазів немагнітної фракції. Так, міцність алмазів, отриманих в системі Ni-Mn-C, магнітна фракція в 1,2 рази вище в порівнянні з міцністю алмазів немагнітної фракції. Міцність алмазів магнітної фракції, синтезованих в системі Fe-Si-C, підвищується в 3,1 рази в порівнянні з міцністю алмазів немагнітної фракції. При цьому після розділення порошків алмазу в магнітному полі на ряд фракцій з різною питомою магнітною сприйнятливістю збільшується однорідність порошків за міцністю в порівнянні з однорідністю вихідних порошків до їх розділення. Для алмазів, синтезованих в системі Ni-Mn-C, однорідність зростає в 1,2–1,5 разів, а для алмазів, синтезованих в системі Fe-Si-C – 1,9–2,3 рази. Термостійкість алмазів немагнітних фракцій обох систем вище в порівнянні з термостійкістю алмазів магнітних фракцій: для алмазів системи Ni-Mn-C в 1,8 рази, а для алмазів системи Fe-Si-C в 1,6 рази.

Відносні витрати алмазів марки АС6, синтезованих в системі Fe-Si-C магнітної фракції ~ на 40 % нижче в порівнянні з q_p алмазів АС6 немагнітної фракції. Відносні витрати алмазів марки АС6 в кругах при шліфуванні, синтезованих в системі Ni-Mn-C значно вище.

Таким чином, встановлено, що для підвищення ефективності роботи шліфувального інструменту необхідно проводити розділення шліфпорошків синтетичного алмазу в магнітному полі з напруженістю від 5 до 20 Е, що дозволяє отримувати порошки, які істотно розрізняються між собою за вмістом металічних внутрішньокристалічних включень і домішок, питомою магнітною сприйнятливістю, показниками міцності шліфпорошків при статичному стиску алмазних зерен, однорідністю за міцністю.

ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНИХ ЛЕГКИХ ТЕРМОПЕРЛІТІВ БУДІВЕЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Мельничук М.Д. ^[0000-0001-6813-250X], к.т.н., доцент, Остапчук Р.Р., аспірант, Шевчук І.І., аспірант

Стан виробництва та споживання енергії в Україні завжди визначав політичну ситуацію та економічне зростання України. Сьогодні питання енергетичної незалежності є питанням національної безпеки та стійкого економічного розвитку. Україна загалом імпортує близько 50% від загальної потреби у різних видах енергії через обмежені енергетичні ресурси.

Для зменшення енергетичної залежності уряд України у останнє десятиріччя почав вживати конкретних кроків і прагне збільшити долю відновлюваної та альтернативної енергії. Окрім того, іншим ефективним методом є зниження коефіцієнта споживання енергії. У останні роки зростає інтерес до енергозбереження, оскільки виробництво енергії в основному досягається шляхом спалювання викопного палива, яке закінчиться в найближчому майбутньому. Сьогодні загальне світове споживання первинної енергії досягло приблизно 85% за рахунок викопного палива, такого як вугілля, нафта та природний газ [1-2]. Приблизно 50% цього споживання витрачається безпосередньо на будівлі. Тобто, важливо зменшити споживання енергії, особливо будівель, що позитивно вплине на економічне зростання у короткостроковій та довгостроковій перспективі

У глобальному вимірі щороку виробляють приблизно 10 мільярдів тон конструкційних матеріалів. Такий обсяг виробництва відповідає за 16% світового споживання енергії та викидів вуглецю в атмосферу, лише виробництво цементу складає майже 5%.

Опубліковано ряд досліджень, спрямованих на отримання теплоізоляційних матеріалів зі спученого перліту з низькою теплопровідністю. В Україні функціонує Фогошське родовище перліту (Закарпатська обл.) із запасами 13,4 млн т. У своїй науковій праці Ульєр та ін. (2018) експериментально досліджували отримання теплоізоляційної панелі на основі спученого перліту з найнижчою теплопровідністю за різного вмісту в'язучого на основі цементу. Автори встановили, що значення теплопровідності теплоізоляційних панелей зменшуються в залежності від зменшення співвідношення в'язучого в суміші. Однак зменшення в'язучого негативно вплинуло на міцність панелей. [3]. Пападопулос акцентує увагу на тому, що іншим важливим питанням для теплоізоляційних панелей є вогнестійкість [4]. Власне спучений перліт має ступінь вогнестійкості А1 і забезпечує композиційному розчину кращу вогнестійкість. Дурмус і Селік (2019) змішували бетон, золу та спучений перлітовий наповнювач [5]. Оскільки щільність спученого перліту дуже низька порівняно з іншими будівельними матеріалами (цементом, щебнем тощо), він відіграє ключову роль у зниженні власного навантаження на конструкції та покращенні теплових властивостей виготовленого матеріалу [6]. Наприклад, Сан і Ванг (2015) використовували парафін і спучений перліт для покращення термічних і механічних властивостей цементних розчинів.

Дослідження спечених під тиском композитів на основі спученого перліту розглянуто авторами у роботі [7]. В іншому дослідженні Скубіц та ін. (2012) для тверднення використовували мікрохвильову піч, і автори стверджували, що в мікрохвильовій печі можна отримати більш однорідні матеріали [8].

Окрім низької теплопровідності, спучений перліт є хорошим звукопоглинаючим матеріалом, і ця властивість спученого перліту має велике значення для використання його у зовнішніх стінах будівель. Аргунхан та ін. змішували спучений перліт у цементних сумішах та досліджували тепло- і звукоізоляційні властивості отриманого бетону. За результатами експериментальних досліджень встановлено, що міцність і щільність бетону, одержаного з використанням спученого перліту, знижується, а тепло- і звукоізоляційні властивості покращуються.

На підставі вищевикладеного завдання дослідження полягало у встановленні взаємозв'язку між складом, способом виготовлення та фізико-механічними властивостями термперлітного композиту.

Для приготування композицій використовували: спучений перліт фракції 1,8...2,2 мм (родовище Фогош), з використанням лабораторних сит, рідке силікатне натрієве скло ДСТУ 13078-81 та пластифікатор. Компоненти додавали в такій послідовності: спочатку змішували пластифікатор, а потім механічно змішували сполучну з перлітом. Зразки рис. 1 формували в металеві форми, далі композиції пресували та спікали в інтервалі температур від 600 до 800 °С протягом 1-2 годин.

Експериментально встановлено що мінімальне значення водопоглинання ($W_i = 76,5\%$) із густиною (510 кг/м^3) має композиція № 5 яка має співвідношення 1:1 (перліт + рідке скло) та була сформована за температури 400°С. Найбільше значення водопоглинання ($W_i = 136,2\%$) із густиною (330 кг/м^3) має композиція № 1 яка має співвідношенням 5:1 (перліт + рідке скло) та була сформована за температури 400°С. Відповідно до отриманої залежності, водопоглинання зменшується із збільшенням кількості рідкого скла, що можна пояснити як наслідок зменшення кількості відкритих та закритих пор, а також скорочення площі перлітних включень за рахунок покриття матрицею рідкого скла яка в свою чергу блокує контакт води з адсорбуючою поверхнею перліту, який є в композиції водопоглинаючим компонентом. Згідно з отриманими результатами матеріал потребує поверхневого покриття гідрофобним матеріалом для забезпечення експлуатаційних вимог в реальних умовах.

Випробування на довговічність проводили в кілька етапів - заморожування, відтавання, нагрівання. Зволожені до значень вологості в умовах експлуатації і герметично запаєні в спеціальних поліетиленових пакетах зразки піддавалися впливу різних температур. Так, на першому етапі випробувань зразки піддавалися заморожуванню за температури -22 °С. Потім зразки піддавалися відтаванню при температурі +20 °С, після чого на третьому етапі вони нагрівалися до температури +60 °С. Після кожного десятого циклу проводився відбір зразків з метою визначення їх теплопровідності в стандартних умовах і фіксації зміни зовнішнього вигляду матеріалу.

За результатами візуального обстеження дослідних зразків після здійснення 100 циклів кліматичних впливів заморожування – відтавання – нагрівання виявлено, що зовнішній вигляд зразків з теплоізоляційної композиції не змінюється – зміна геометричних розмірів зразків знаходиться у границях допустимих значень, не помітно зміни кольору та структури матеріалу, загальний вигляд композиції представлено на рисунку 1. Випробування виконували згідно ДСТУ Б В.2.7-182-2009. У результаті було визначено, що термін ефективної експлуатації термперлітної композиції для теплоізоляції будівель становить не менше 50 років. Даний показник не тільки повністю відповідає нормам ДБН В.2.6-31: 2006, а й перевищує його в 2 рази.

Коефіцієнт теплопровідності визначали за кількістю теплоти, що була передана за одиницю часу через одиницю площі ізотермічної поверхні за умови температурного градієнту рівного одиниці. Згідно з результатами досліджень, коефіцієнт теплопровідності зростає зі збільшенням складу питомого скла, що є логічним, оскільки зменшується не тільки кількість перліту в композиції, що забезпечує низьку теплопровідність, але й зменшення кількості внутрішніх повітряних пор, що узгоджується зі збільшенням питомої щільності зразків.

Міцність композиту зростає практично лінійно із збільшенням вмісту перліту до композиції №4, а далі суттєвого приросту міцності не спостерігається. Можна зробити припущення, що такий характер залежності, зумовлений в першу чергу ступенем стиснення композиції. Оскільки зусилля стиснення для всіх зразків становило однакове значення 980 Н, а об'єм різний відповідно ступінь стиснення зростає з збільшенням об'єму перліту відповідно номера композиції.



Рис.1 – Порівняння зовнішнього вигляду зразків термоперліту після випробувань на довговічність: а) до випробувань; б) після випробувань

Отже, у даному дослідженні за результатами математичного планування визначено оптимальні співвідношення для 5 композицій на основі перліту. Однак не всі зразки пройшли випробування на водопоглинання і тому вимагають додаткових заходів гідрофобізації для використання в промисловому та житловому будівництві. Зокрема, зразки 4 і 5 мають щільність 450...510 кг/м³ і відносну теплопровідність 0,132...0,148 Вт/(м·К); зразки 1 і 2 мають водопоглинання більше 100% і не дуже високу міцність на стиск і вигин. Найбільш оптимальний комплекс властивостей має монолітний матеріал № 3: $\rho = 370$ кг/м³, $\lambda = 0,097$ Вт/(м·К), $\sigma_c = 17$ МПа.

Майбутні дослідження будуть присвячені визначенню інших характеристик матеріалу, а саме паропроникності, вогнетривкості, пористості та ін.

Список літератури:

1. British Petrol. [Internet]. 2018. Available from: <https://www.bp.com/en/global/corporate/energy-economics/statistical-review-of-world-energy/primary-energy> [Accessed: 2018-11-02]
2. U.S. Energy Information Administration. [Internet]. 2018. Available from: <https://www.eia.gov/beta/international/analysis.php?iso=TUR> [Accessed: 2018-11-02]
3. Uluer O, Karaağaç İ, Aktaş M., Durmuş G, Ağbulut Ü, Khanlari A, Çelik DN : An investigation of usability of expanded perlite in heat insulation technologies. Pamukkale University Journal of Engineering Sciences, 2018;24(1), 36-42.
4. Papadopoulos AM: State of the art in thermal insulation materials and aims for future developments. Energy and Buildings, 2005;37(1):77-86.
5. Durmuş G , Çelik M: The Investigation on The Effects of Different Temperature Types on Concrete Containing Expanded Perlite Aggregate. Düzce University Journal of Science and Technology. 2019;7(1):302-313, DOI: 10.29130/dubited.437472
6. Yıldırım ST, Erman, BA.: Experimental Investigation on Properties of Lightweight Composite Mortars with Pumice and Expanded Perlite Aggregates. Kocaeli University Journal of Science, 2018;1(1):47-52.
7. Melnychuk M., Poteichuk M., Kashytskyi V., Sosnowski M., Kutsyk S. (2021) Thermo-Mechanical Properties of Perlite Composite. In: Tonkonogyi V. et al. (eds) Advanced Manufacturing Processes II. InterPartner 2020. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. [https://doi.org/10.1007/978-3-030-68014-5_33]
8. Skubic B, Lakner M, Plazl I: “Microwave drying of expanded perlite insulation board”. Industrial & Engineering Chemistry Research. 2012; 51(8), 3314-3321, 2012.

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ Pb–Sb–Se ДЛЯ ЛИТИХ СТРУМОВІДВОДІВ СВИНЦЕВО-КИСЛОТНИХ АКУМУЛЯТОРІВ

Дзензерський В.О., д.т.н., проф., директор, Тарасов С.В., к.т.н., с.н.с., заст. директора, Сухова О.В., д.т.н., проф., п.н.с., Іванов В.А., к.т.н., с.н.с., с.н.с.
Інститут транспортних систем і технологій НАН України

Вимоги ринку до надійності, експлуатаційних та споживчих властивостей свинцево-кислотних акумуляторів потребують удосконалення характеристик свинцевих сплавів для литих струмовідводів [1]. Вищевказаним вимогам задовольняють свинцево-сурм'яністі сплави, що визначає їх домінуюче положення в акумуляторному виробництві [2]. Для покращення ливарних і механічних властивостей до складу цих сплавів додають селен, олово, і миш'як в якості модифікаторів. Враховуючи важливість експлуатаційної міцності виробів з свинцево-сурм'янистих сплавів для акумуляторів, в роботі досліджено вплив температурних умов кристалізації і тривалості дисперсійного твердіння на їх механічні властивості.

Для визначення механічних властивостей сплавів Pb–Sb–Se, що містили домішки As і Sn, в роботі проведені випробування на розрив литих зразків сплавів різних плавок в день їх виливки. Склад зразків і результати механічних випробувань наведені в табл. 1.

Таблиця 1

Склад і механічні властивості досліджених сплавів Pb–Sb–Se

№ плавки	Вміст легуючих елементів, ваг. %				Механічні властивості	
	Sb	Sn	As	Se	σ_B , МПа	δ , %
1	1,60	0,13	0,11	0,022	27,7	12,4
30	1,55	0,12	0,10	0,021	25,5	8,7
62	1,63	0,18	0,11	0,020	25,8	9,3
137	1,56	0,14	0,11	0,023	30,4	15,4
146	1,65	0,11	0,11	0,023	29,4	13,9
150	1,70	0,11	0,12	0,0225	30,4	15,6
152	1,63	0,17	0,11	0,022	30,4	16,0
202	1,66	0,13	0,12	0,022	29,9	12,6
836	1,61	0,13	0,11	0,025	27,0	9,5
827	1,64	0,14	0,11	0,023	26,3	9,7
870	1,67	0,15	0,11	0,022	26,8	9,0
937	1,59	0,15	0,097	0,022	24,8	8,1
952	1,62	0,14	0,097	0,021	22,25	6,7
983	1,58	0,13	0,11	0,018	25,8	9,5
984	1,54	0,11	0,096	0,020	24,8	9,7
Середнє значення	1,62	0,14	0,11	0,022	27,15	11,07

Як видно з табл. 1, механічні характеристики сплавів Pb–Sb–Se різняться, а саме опір розриву знаходиться в діапазоні від 22,5 до 30,4 МПа, а відносне видовження – в діапазоні від 6,7 до 16 %. Причина такої поведінки пов'язана з різним вмістом окислів металів (свинцю, сурми, олова, миш'яку тощо), який не контролюється методами експрес-аналізу. В процесі кристалізації вилівок ці окисли витісняються до границь зерен, що знижує їх міцність і пластичність. Відповідно, у сплавах з більшим вмістом домішок цей ефект проявляється сильніше.

З урахуванням особливостей кристалізації свинцево-сурм'янистих сплавів згідно з діаграмою стану Pb–Sb, їх механічні характеристики повинні залежати від температурних умов кристалізації, в тому числі від температури ливарної форми. Температура сплавів, що

залитися форму, становила 440–460°C. Значення тимчасового опору на розрив і відносного видовження стабілізуються в разі заливки сплавів у ливарну форму за температури, вищої за 90°C (рис. 1). Виливки, отримані в формі, нагрітої до температури, нижчої за 90 °С, мали ливарні дефекти у вигляді пор, що знижувало їх механічні властивості. З підвищенням температури ливарної форми з 80 до 160°C відносне видовження практично не змінюється, а тимчасовий опір розриву знижується з 29,8 до 28,5 МПа (на 3–4%), що можна пояснити зменшенням швидкості охолодження розплаву і збільшенням розміру зерен твердого розчину на основі свинцю.

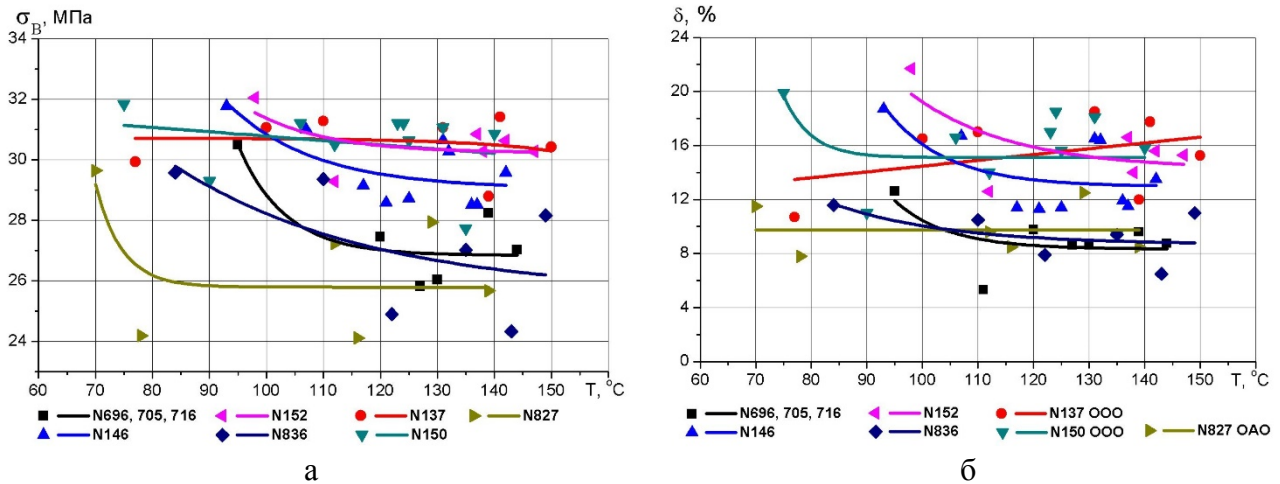


Рисунок 1 – Вплив температури ливарної форми на тимчасовий опір розриву (а) і відносне видовження (б) сплавів Pb–Sb–Se з різних номерів плавок (N)

Підвищення механічних характеристик можна також забезпечити завдяки природньому старінню досліджених сплавів Pb–Sb–Se, з яких виготовляються литі струмовідводи. Дисперсійне твердіння відбувається під час зберігання струмовідводів на складі, оскільки з часом зменшується розчинність сурми в твердому розчині на основі свинцю. Тимчасовий опір розриву за 30 діб збільшується в середньому з 26 до 37 МПа (на 42%), а відносне видовження зменшується в середньому з 9,5 до 4,5% (в два рази) (рис. 2). Це відбувається внаслідок розпаду пересиченого твердого розчину на основі свинцю з виділенням надлишкових кристалів сурми. Як наслідок, у виливках на міжфазних границях накопичуються внутрішні напруження, що викликає підвищення їх міцнісних та зниження пластичних властивостей.

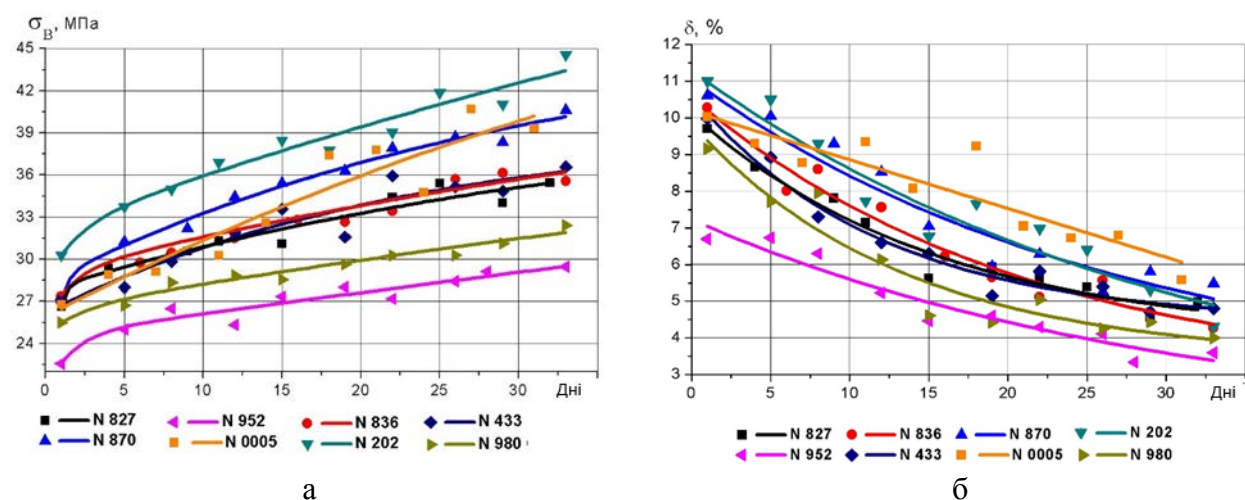


Рисунок 2 – Вплив тривалості природнього старіння на тимчасовий опір розриву (а) і відносне видовження (б) сплавів Pb–Sb–Se з різних номерів плавок (N)

Залежності модуля пружності (E), умовної межі плинності ($\sigma_{0,2}$), тимчасового опору розриву (σ_B) і відносного видовження (δ) від тривалості старіння отримували з діаграм розтягу литих зразків. Для цього залучали партії з шести литих зразків, які розтягували, починаючи з дня вилівки, і потім через кожні 3–4 дні. Результати розрахунків за період старіння впродовж 30 діб наведені на рис. 3. Як видно, значення тимчасового опору розриву за 30 діб дисперсійного твердіння збільшується з 28 до 38 МПа (на 26,3 %), умовної межі плинності підвищуються з 7 до 17 МПа (в 2,4 рази), відносного видовження зменшуються з 10 % до 5,3 % (на 47 %), модуля пружності збільшуються з 20,7 до 26,4 ГПа (на 27,5 %).

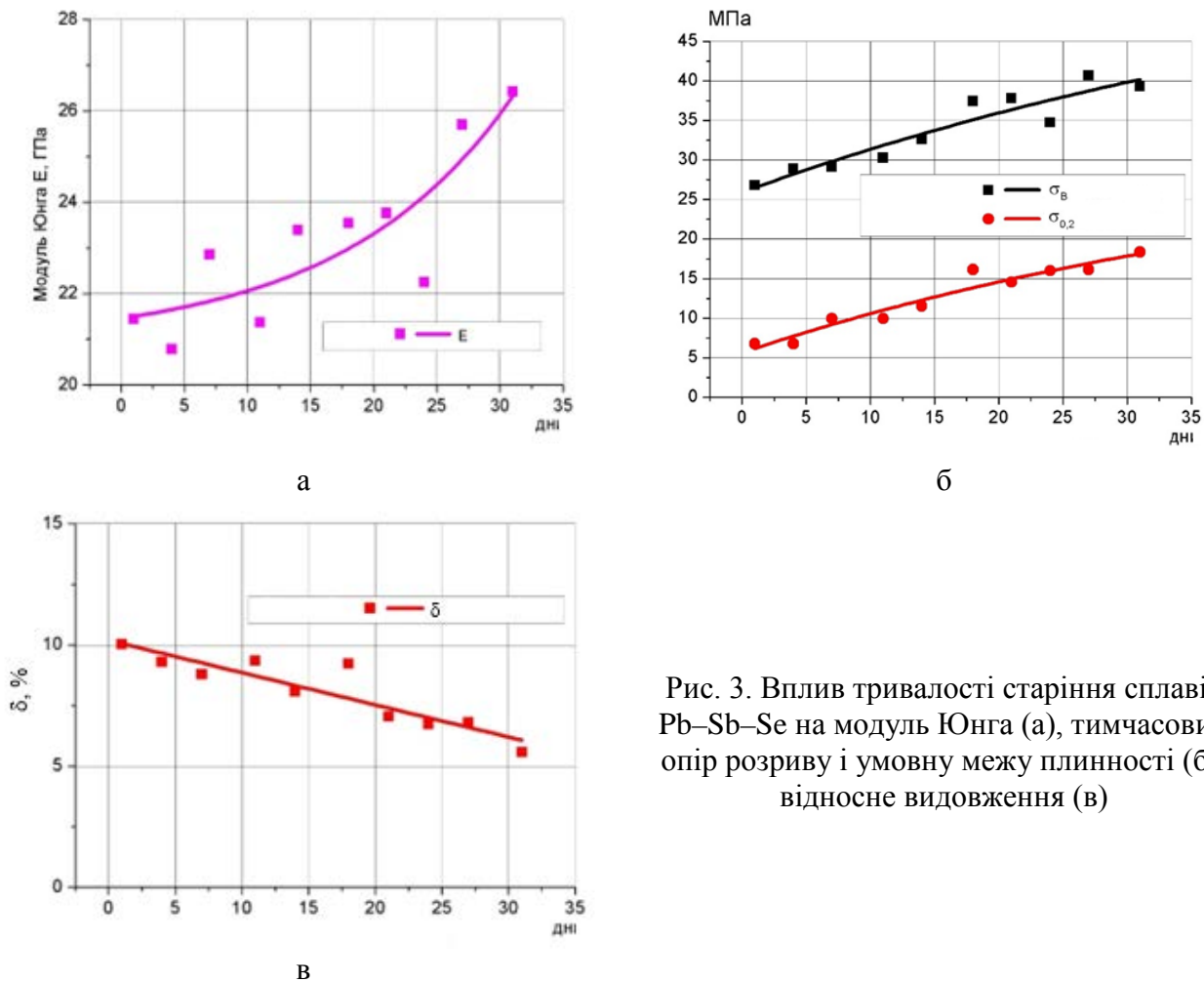


Рис. 3. Вплив тривалості старіння сплавів Pb–Sb–Se на модуль Юнга (а), тимчасовий опір розриву і умовну межу плинності (б), відносне видовження (в)

Таким чином, досліджені сплави Pb–Sb–Se можна рекомендувати для виготовлення литих струмовідводів свинцево-кислотних акумуляторів за умови контролю за вмістом легуючих домішок олову і миш'яку та дотримання температурних умов кристалізації, а саме вимоги заливки у ливарні форми, нагріті до температури, вищої за 90 °С. Зберігання на складі струмовідводів, виготовлених зі сплавів Pb–Sb–Se, забезпечує додаткове підвищення їх механічних характеристик завдяки проходженню процесів дисперсійного твердіння з виділенням зміцнювальних кристалів сурми з пересиченого твердого розчину на основі свинцю.

Список літератури

1. Lead-acid batteries / D.A.J. Rand [et al.]. – Amsterdam: Elsevier, 2004. – 543 p.
2. Gullian E. New lead alloys for high-performance lead-acid batteries / E. Gullian, L. Albert, J.L. Caillerie // J. Power Sources. – 2003. – Vol. 116, No. 3. – P. 185–192.

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ДЕТОНАЦІЙНОГО НАПИЛЕННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ (Ti,Cr)C–Ni

Уманський О. П.¹, д.т.н., проф., Терентьєв О.Є.¹, к.т.н., с. д., Стороженко М. С.¹, д.т.н., доцент, Коновал В.П.¹, к.т.н., с.н.с., Гальцов К.М.¹, Бондаренко О.А.¹, Бражевський В.П.², Чернишов О.О.²

¹ *Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, вул. Кржижановського 3, Київ, Україна, 03068*

² *ТОВ “Композиційні системи” вул. Сталеварів, 25/41, м. Запоріжжя, Україна, 69035*

Високошвидкісні методи газотермічного напилення знаходять широке застосування для нанесення захисних покриттів з композиційних металокерамічних порошкових матеріалів у всьому світі. Детонаційне напилення є одним з таких методів. На формування детонаційних покриттів, їх якість, фізико-механічні властивості та повторюваність результатів впливають велика кількість різних факторів. Тактико-конструктивні особливості установки, технологічні параметри напилення, енергетичні характеристики продуктів детонації. При нанесенні покриттів необхідно контролювати витрату та співвідношення робочих газів, дистанцію напилення, температуру підкладки, фракційний склад і витрату порошку, що напилюється, та ін. Ця робота присвячена дослідженню впливу параметрів напилення покриттів із композиційного порошку (Ti, Cr)C–Ni з різним вмістом нікелю на їх фізико-механічні властивості.

Детонаційне напилення металокерамічних покриттів здійснювали за допомогою розробленої в Інституті проблем матеріалознавства НАН України детонаційно-газової установки «Дніпро-3М». Для детонаційного напилення покриттів використовували композиційні порошки на основі складного карбїду титану-хрому, плакованого нікелем з розміром фракції (-63...+40) мкм трьох складів: (Ti, Cr)C-17, 25 та 33 мас.% Ni. Покриття наносили на зразки із сталі 30ХГСА. Для забезпечення максимальної адгезії покриттів до основи зразки попередньо очищали, знежирювали та піддавали струменно-абразивній обробці. Дослідження мікроструктури проводили на електронному мікроскопі JEOL JAMP 9500.

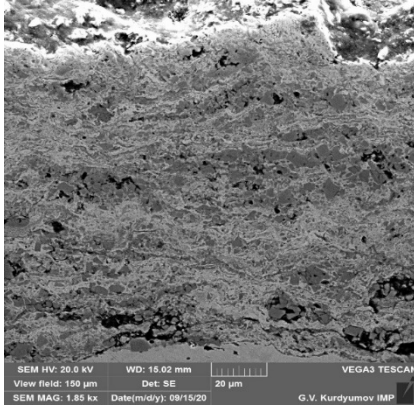
Шляхом визначення оптимальних режимів напилення (склад робочої суміші, дистанція напилення, тиск повітря при продуванні детонаційно-газової суміші) досягали максимальної адгезії і щільності покриттів. У роботі за змінний параметр було прийнято витрату ацетилену та кисню, залежно від якого коригували тиск повітря для продування продуктів детонації та дистанцію напилення. Частота пострілів було прийнято за постійну величину $n=4$ Гц. Вплив параметрів напилення на формування покриттів визначалося дослідженням їх мікроструктури (рис.1)

Особливістю нанесення композиційних порошоків (Ti, Cr)C–Ni є те, що при збільшенні вмісту нікелю слід збільшувати витрати газів та тиску повітря для продування продуктів детонації при одночасному збільшенні дистанції напилення. На основі аналізу фізико-механічних властивостей покриттів визначено оптимальні режими детонаційного напилення

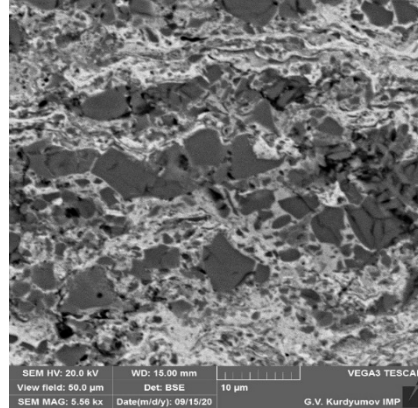
TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

на установці «Дніпро-3М» композиційних порошоків на основі (Ti, Cr)C з різним вмістом нікелю (17, 25, 33 мас.%):

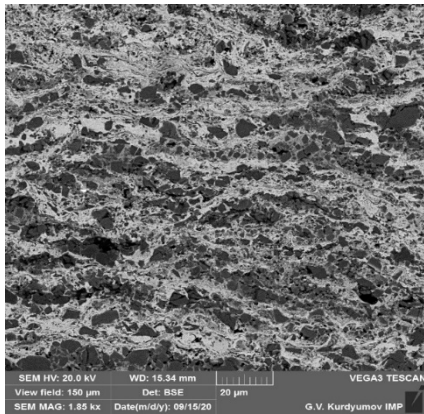
- (Ti, Cr)C-17% Ni – (C₂H₂ – 14л/хв; O₂ – 16 л/хв; L_{напилення} = 150 мм);
- (Ti, Cr)C-25% Ni – (C₂H₂ – 15 л/хв; O₂ – 17 л/хв; L_{напилення} = 170 мм);
- (Ti, Cr)C-33% Ni – (C₂H₂ – 17 л/хв ; O₂ – 19 л/хв; L_{напилення} = 170 мм).



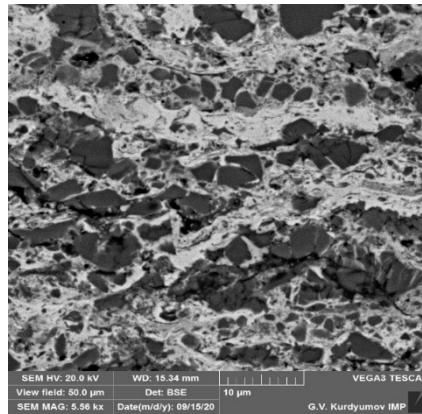
- а



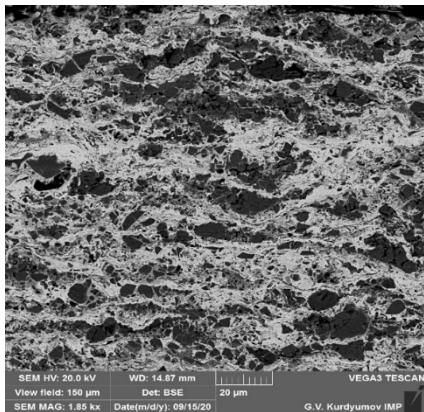
б



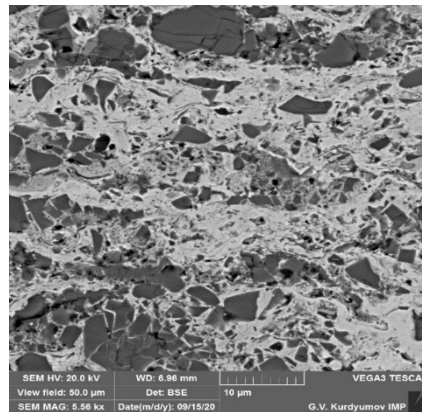
- в



з



- д



е

- Рисунок 1 – Структура детонаційних покриттів (Ti, Cr)C-Ni:
- а, б – (Ti, Cr)C-17% Ni; в, з – (Ti, Cr)C-25% Ni; д, е – (Ti, Cr)C-33% Ni

Таким чином, детонаційні покриття (Ti, Cr)C-Ni характеризуються рівнем адгезії (80-100 МПа) та пористістю (2,5-5 об.%). Зі збільшенням вмісту нікелю адгезія та щільність покриттів збільшується.

Розроблені детонаційні композиційні покриття (Ti, Cr)C-Ni можуть бути рекомендовані для зміцнення та ремонту деталей авіаційної, автотракторної та іншої техніки, які працюють в умовах зношування та фретинг-корозії при підвищених температурах.

ВПЛИВ ВЕР ОБРОБЛЕННЯ ТА ФЛОТАЦІЙНОГО РОЗДІЛЕННЯ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ТА МОРФОМЕТРИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКІВ СИНТЕТИЧНОГО АЛМАЗУ МАРКИ АС20 ЗЕРНИСТОСТІ 100/80

Олійник Н.О.,¹ к.т.н., ст. н с., ст..н.с, Ільницька Г.Д.,¹ к.т.н., ст. н с., зав. лабораторією, Петасюк Г.А.,¹ д.т.н., ст. н с., провідний науковий співробітник, Сизоненко О.М.,² д.т.н., професор, зав. відділом, с.н.с., Базалій Г.А.,¹ науковий співробітник, Заболотний С.Д.,¹ зам. зав. відділом

¹ Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2, Київ, 04074, Україна, e-mail: oleynik_nonna@ukr.net

² Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, проспект Богоявленський, 43 а, Миколаїв, Україна, 54018

Вступ

Виготовлення сучасного абразивного інструменту потребує високоякісних, однорідних за характеристиками порошоків синтетичного алмазу (ПСА). Властивості ПСА формуються в процесі синтезу, хімічного та фізичного оброблення. Нашими дослідженнями показано, що імпульсне оброблення високовольтним електричним розрядом (ВЕР) шліф- і мікропорошків дозволяє отримувати порошки більш однорідні за морфометричними характеристиками. Для підвищення якості порошку застосовують сортування різними методами в тому числі і флотаційне розділення.

Значний науково-прикладний інтерес полягає у розширенні досліджень з вивчення на кількісному рівні більш широкого кола характеристик і властивостей, які можна коригувати методом флотації, та класу крупності ПСА, які використовують в абразивному інструменті і які розділяються методом флотації. Мета роботи - дослідження впливу ВЕР оброблення та флотаційного розділення на формування морфометричних та фізико-механічних характеристик отримуваних такими методами продуктів ПСА

Методика Досліджено порошок алмазу марки АС20, зернистість 100/80, який синтезовано в системі Ni-Mn-C, продукти його ВЕР оброблення та флотаційного розділення (пінний та камерний). Дослідження проводили в 2 етапи.

По-перше ПСА піддавали ВЕР обробленню в дистильованій воді із забезпеченням в каналі розряду тиску 800 МПа та сумарної енергії оброблення 1000 кДж. Після хімічного очищення продуктів ВЕР оброблення виготовили ПСА різних зернистостей. На другому етапі дослідження проводили флотаційне розділення порошку в одну стадію, продукти розділення піддавали хімічному очищенню від флотореагентів.

При дослідженні використовували методи: хімічний, магнітний, гравіметричний; ситовий аналіз; методи оптичної і растровоелектронної мікроскопії. Характеристики якості порошоків встановлювали за методиками стандарту ДСТУ 3292-95. Вміст внутрішньокристалічних включень металу оцінювали за величиною питомої магнітної сприйнятності. Визначали показники міцності при статичному стисканні згідно характеристик марок за ДСТУ 3292-95, розподіл зерен порошоків за розмірами характеристиками, однорідність за міцністю (вміст зерен алмазу в пробі відповідних

номінальній марці порошку фракціях, що визначається за паспортом випробування на міцність проби порошку). При використанні відомих методик визначено розподілення частинок порошку за розмірами, питому магнітну сприйнятність порошку ($\chi \cdot 10^{-8}$, м³/кг) та масову частку домішок у вигляді неспалимого залишку (% за масою). Міцність зерен при статичному стисканні визначали із застосуванням приладу ДА-2. Морфометричні характеристики визначали за допомогою приладу DiaInspect.OSM. Результати дослідження порівнювали з даними дослідження ПСА, отриманими за традиційною технологією.

Результати та їх обговорення. З продуктів ВЕР оброблення виготовили порошки марки АС 20 зернистістю 100/80, кількість яких становила 52,9 мас. % вихідного порошку. Зразки отриманих порошків марки АС 20 100/80 до і після оброблення ВЕР, хімічного очищення наведено на рис. 1. В подальшому досліджували ПСА марки АС 20 зернистістю 100/80.



Рисунок 1 – Зразки порошку марки АС 20 100/80 до (а) і після оброблення ВЕР, хімічного очищення та виготовлення порошку (б).

Результати діагностики морфометричних характеристик порошка АС 20 100/80 до (рис. 1, а) і після оброблення ВЕР (рис.1, б) показали, що в порівнянні з традиційною технологією, застосування ВЕР оброблення в дистильованій воді при забезпечуванні в каналі розряду тиску 800 МПа та сумарної енергії оброблення 1000 кДж при виготовленні порошків дозволяє отримувати порошки більш однорідні за морфометричними характеристиками, які мають більшу кількість різальних кромок, більші кути їх загострення. Порошок, який отримано із застосуванням ВЕР оброблення, містить менше домішок, його міцність при статичному стисканні знаходиться у інтервалі значень, які відображені у ДСТУ 3292-95.

Дослідження зерен вихідного порошку та продуктів флотації показало, що маса зерен, які знаходяться у пінному продукті, менша у 6,5 разів ніж у камерному. Порошок пінного продукту в порівнянні з камерним продуктом має меншу питому поверхню, низький вмістом домішок, підвищену міцність при статичному стиску та однорідність за міцністю. Морфометричні характеристики продуктів флотаційного розділення близькі, але розрізняються. Морфометричні характеристики порошку камерного продукту майже співпадають з характеристиками вихідного порошку. Розподіл за розмірами зерен вихідного порошку та продуктів флотаційного розподілу близькі між собою. Математична лінійна апроксимація кривих розподілу показує, що тангенс кута нахилу кривих розподілу пінного продукту становить 1,86, камерного продукту – 1,60, вихідного порошку – 1,68. Отже, розподілення порошку пінного продукту за міцністю зерен при статичному стисканні найбільше однорідне.

Висновки.

На прикладі порошку синтетичного алмазу марки АС20 зернистості 100/80, експериментально показано, що застосування ВЕР оброблення при виготовленні порошків дозволяє отримувати більш однорідні за морфометричними характеристиками порошки, які

мають більшу кількість різальних кромки та більший кут їх загострення, що забезпечує більш високу абразивну здатність.

Застосування флотаційного розділення алмазного порошку дозволяє отримати порошок алмазу, що характеризується підвищеним показником міцності при статичному стиску на 23,8%, збільшеною однорідністю за міцністю на 25,0%, суттєво зниженою кількістю включень.

ТРИБОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ АНОДОВАНИХ ШАРІВ НА СПЛАВІ АД0

Студент М.М., д.т.н., проф., Погрелюк І.М., д.т.н., проф.,

Гвоздецький В.М., к.т.н., ст. досл., Задорожна Х.Р., к.т.н.,

Веселівська Г.Г., к.т.н., ст. досл., Мардаревич Р.С., к.т.н., Дзьоба Ю.В., гол. інж.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Серед методів підвищення зносостійкості (плазмоелектролітне окиснення, гальванічне хромування, газотермічне напылення покриттів) алюмінієвих сплавів метод твердого анодування дозволяє синтезувати товсті (до 200 мкм) оксидні шари на поверхні великогабаритних алюмінієвих сплавів з високою продуктивністю та найнижчою ціною. Однак такі покриття мають недостатню мікротвердість, (300-450 HV), зносостійкість та трибологічні характеристики. Тому метою роботи було підвищити трибологічні характеристики синтезованих шарів в процесі твердого анодування.

Методика досліджень. Процес твердого анодування алюмінієвого сплаву АД0 проводили у 20% водному розчині H_2SO_4 за температури $-5...0^\circ C$ та густини струму 5 А/дм² впродовж 1, 2 та 3-х годин на зразках розміром 20 × 20 × 5 мм. Термічну обробку (ТО) синтезованих шарів здійснювали на повітрі в електричній печі SNOL 30/1100 шляхом нагріву зразків до температури 400 °С, з кроком зміни 50 °С.

Трибологічні характеристики анодованих шарів визначали використовуючи установку, яка працює за принципом зворотно-поступального руху сталльної (ШХ15, 64HRC) та керамічної (Al_2O_3) кульок по площині алюмінієвого сплаву АД0 із анодованим шаром на поверхні. Випробування проводили як у середовищі синтетичного мастила EDGE 5W-40, так і без мащення. Величину фрикційного зносу анодованого шару оцінювали за профілограмами слідів зношування та визначали шляхом усереднення значень площі їх поперечного перерізу на 7-10 ділянках.

Експериментальні результати.

Внаслідок твердого анодування алюмінієвого сплаву на його поверхні формується шар із сильно гідратованого оксиду алюмінію $Al_2O_3 \cdot nH_2O$ у вигляді щільно розташованих стовпчастих шестикутних комірок з центральною циліндричною порою (рис. 1).

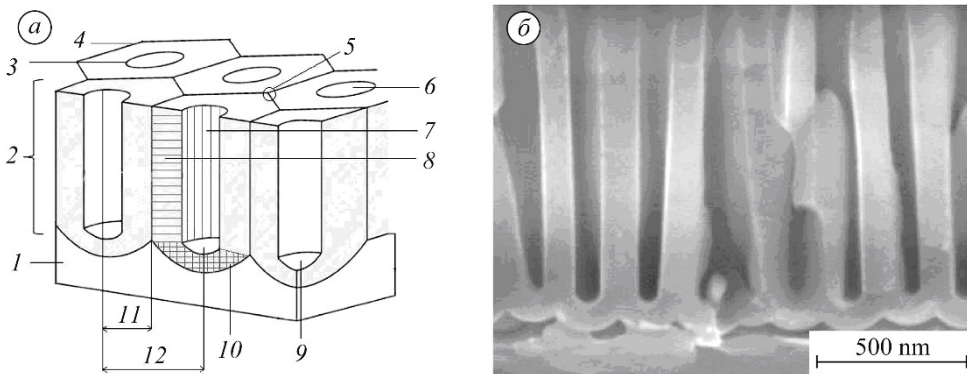


Рисунок 1 – Зображення структури анодного шару: а – схематичне [1] (1 – алюміній; 2 – Al_2O_3 ;

3 – пора; 4 – комірка; 5 – потрійна точка; 6 – гирло пори; 7 – стінка пори; 8 – стінка комірки; 9 – основа пори; 10 – бар’єрний шар; 11 – радіус комірки; 12 – відстань між порами); b – у поперечному перерізі [2].

Кількість молекул в оксидному шарі залежить від режиму синтезу покриття. Внаслідок анодування анодна комірка має бар’єрний шар завтовшки 10...30 нм та пори, більша частина яких $\sim \varnothing 25$ нм. Крупніші пори (понад $\varnothing 5$ мкм), як припускаємо, виникають внаслідок витравлювання електролітом включень інтерметалідів заліза та міді в структурі алюмінієвого сплаву.

Для підвищення мікротвердості анодних шарів шляхом їх дегідратації проводили термічну обробку зразків. Внаслідок такої обробки мікротвердість зростає на 60 % (рис. 2), а абразивна зносостійкість – на 50-100 %, проте суттєво погіршуються їх трибологічні характеристики (рис. 3). Встановлено, що погіршення характеристик анодного шару спричинене зменшенням у його структурі кількості молекул води від 3-х ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$) до однієї $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ та утворенням аморфізованих фаз $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ та $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$.

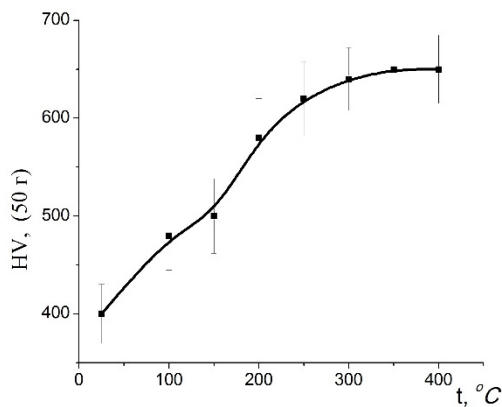


Рисунок 2 – Вплив температури термічної обробки впродовж 1 години на мікротвердість анодованих шарів.

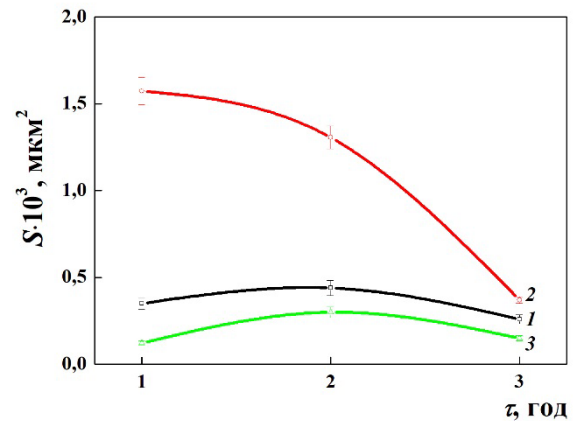


Рисунок 3 – Знос анодного шару у парі тертя “стальна кулька-анодний шар” у синтетичному мастилі EDGE 5W-40: 1 – вихідний; 2 – ТО; 3 – ТО + кип’ятіння.

Для підвищення трибологічних характеристик дегідратованих анодних шарів запропоновано прокип’ятити їх у дистильованій воді – для насичення поверхні молекулами води. В той же час нижня частина шару залишається безводною. Дослідження зносостійкості анодних шарів (за величиною зносу) після комплексної їх обробки (анодування + ТО 300 °C + кип’ятіння у воді) у парі зі сталлюю кулькою при терті без мащення та в синтетичному мастилі EDGE 5W-40 (рис. 4) показали найменший знос шарів синтезованих впродовж 3-х годин.

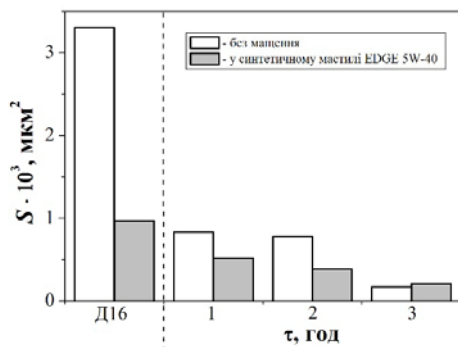


Рисунок 4 – Величина зносу сплаву та анодних шарів після їх комплексної обробки, синтезованих впродовж різного часу, у парі тертя зі сталлюю кулькою.

Також встановлено, що комплексна обробка суттєво підвищує зносостійкість (за величиною зносу) анодних шарів, порівняно з неанодованим сплавом Д16, за їх тертя у середовищі синтетичного мастила EDGE 5W-40 та без мащення, в парі з керамічною кулькою (рис. 5). Зносостійкість таких шарів зростає в 3...10 разів.

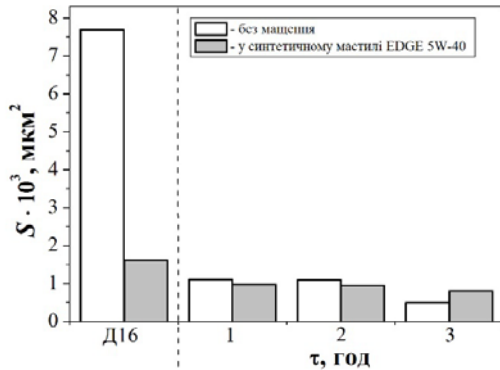
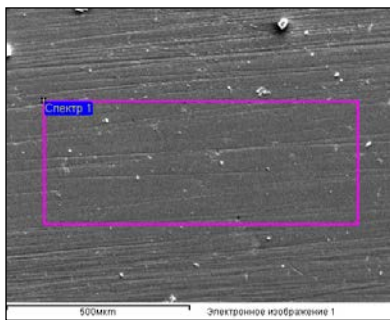
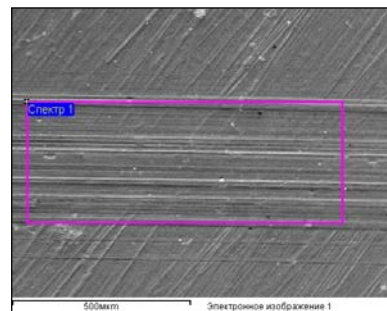


Рис. 5 – Величина зносу сплаву та анодних шарів після їх комплексної обробки, синтезованих впродовж різного часу, у парі тертя з керамічною кулькою

Виявлено, що сталевий кулька практично не зношує поверхню анодного шару, а лише згладжує нерівності, що залишилися від попередньої механічної обробки (рис. 6а). Зношування шару керамічною кулькою відбувається за рахунок його викришування, яке зумовлює появу абразивних частинок у зоні тертя, які проорюють борозни на поверхні (рис. 6б).



а



б

Рисунок 6 – Характер зношування поверхні анодного шару після трибологічних випробовувань за тертя без мащення різних пар: а – “сталевий кулька – анодний шар”; б – “керамічна кулька – анодний шар”.

Висновки

1. Встановлено, що термічна обробка за температури 300-400°C спричиняє дегідратацію анодного шару, формування у його структурі аморфізованих фаз α -Al₂O₃ та γ -Al₂O₃, що підвищує його мікротвердість на 60%, а абразивну зносостійкість – на 50-100%. Однак при цьому суттєво знижуються трибологічні характеристики синтезованого шару.
2. Виявлено, що кип'ятіння анодного шару, після попередньої термічної обробки, насичує лише поверхню шару молекулами води, проте основна його частина залишається безводною. Це сприяє підвищенню зносостійкості анодного шару при терті в парі з сталевий та керамічною кульками у синтетичному мастилі EDGE 5W-40 та без мащення, порівняно з неанодованим сплавом Д16 в 3...10 разів.

1. *Torrescano Alvarez, Jeanette Marcela.* Hard anodic films for aluminium alloys. – The University of Manchester, UK, 2018. – 184 p.
2. *Ning-ning Hu, Shi-rong Ge and Liang Fang.* Tribological properties of nano-porous anodic aluminium oxide template // J. of Central South University of Tech. – 2011. – 18. – P. 1004–1008.

ВПЛИВ СИНТЕЗОВАНОЇ ФАЗИ НІТРИДУ ГАЛІЮ НА ПЕРЕПАД ТЕМПЕРАТУРИ В РОСТОВОМУ ОБ'ЄМІ АПАРАТА ВИСОКОГО ТИСКУ

Людвіченко О.П., аспірант; Гордєєв С.О., канд. техн. наук; Лещук О.О., д-р техн. наук; Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, м. Київ, Україна; ludvial@ukr.net

Вступ. Електронні і оптоелектронні пристрої, в яких використано GaN-елементну базу, мають істотні переваги перед традиційними напівпровідниковими приладами на основі кремнію, германію, арсеніду галію завдяки характеристикам GaN (прямозонний напівпровідник з шириною забороненої зони 3,4 еВ). Сьогодні при виробництві приладів на основі GaN широко використовують гетероепітаксціальні методи, що не дозволяють застосовувати всі переваги нітриду галію з причини неспівпадиння кристалічних ґраток нарощуваних GaN-слоїв і підкладки, неузгодженості коефіцієнта теплового розширення, хімічної несумісності. Одним із стримуючих факторів широкого застосування приладів на основі GaN є відсутність доступної технології створення високоякісних кристалів GaN, які можна використати в якості підкладок. Використання гомоепітаксціальної технології вирощування кристалів GaN дозволить отримати більш якісні і надійні електронні прилади. Отже створення технології отримання кристалів нітриду галію є актуальним питанням.

Розрахунки, проведені в ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України [1], доводять можливість отримання кристалів GaN в умовах високих тисків і температур. Синтез кристалів нітриду галію проводили методом температурного градієнта, який базується на створенні і контролі температурного перепаду в ростовому об'ємі і успішно застосовується при вирощуванні монокристалів алмазу. Для застосування методу температурного градієнта необхідні дані з розподілу температури в ростовому об'ємі апарата високого тиску (АВТ). В статті [2] змодельовано температурні поля в комірці високого тиску (КВТ) при вивченні розчинності системи Fe–GaN за тиску 6–8 ГПа і температури 1500–2000 °С. В [3] досліджено тепловий стан комірки при зміні концентрації графіту в нагрівачах.

Мета роботи: отримання розрахункових даних щодо впливу синтезованої фази GaN на максимальний температурний перепад в ростовому об'ємі КВТ.

Матеріали та методи. Для проведення дослідів використано АВТ типу "тороїд". Для моделювання поля температури в АВТ вирішували задачу електро- і теплопровідності методом скінченних елементів. На рис. 1, 2 зображено розрахункові схеми у вигляді половин осьових перерізів АВТ і КВТ відповідно.

Розрахунки проведено за таких граничних умов (див. рис. 1): потенціал електричного поля $\varphi_{AB} = 3,18$ В, $\varphi_{IJ} = 0$ В, температура $T_{AB} = T_{IJ} = 40$ °С, коефіцієнт тепловіддачі $\alpha_{BC} = \alpha_{DE} = \alpha_{FG} = \alpha_{HI} = 50$ Вт/(м²·°С), $\alpha_{CD} = \alpha_{GH} = 7600$ Вт/(м²·°С), температура оточуючого середовища $\theta = 20$ °С. Концентрація графіту в нижньому нагрівачі I2 (див. рис. 2) – 11 %, у верхньому 3 – 8 % (за масою).

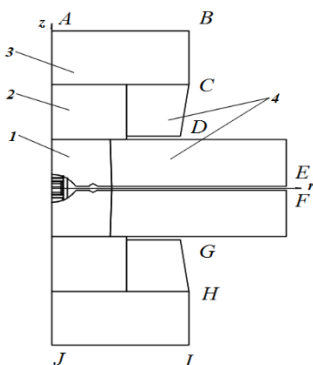


Рисунок 1 – Розрахункова схема АВТ : 1 – матриця (ВК6); 2 – опорна плита (ВК15); 3 – підкладна плита (35ХГСА); 4 – скріплюючі кільця (35ХГСА)

Результати та обговорення. Для восьми поступово зростаючих положень нової фази (приріст в осьовому напрямку складає 0,25 мм) розраховано стаціонарні температурні поля в ростовому об'ємі КВТ (рис. 3, а–є). За результатами розрахунків побудовано графік максимального перепаду температури в досліджуваній області при зростанні нової фази (рис. 4).

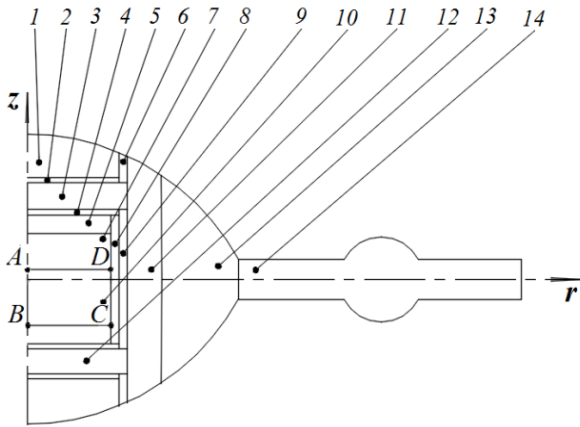
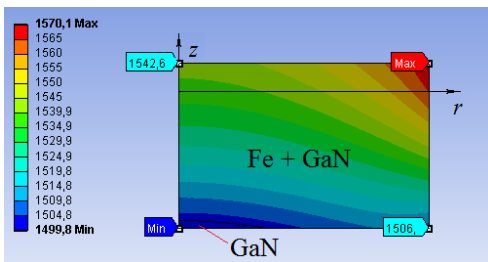
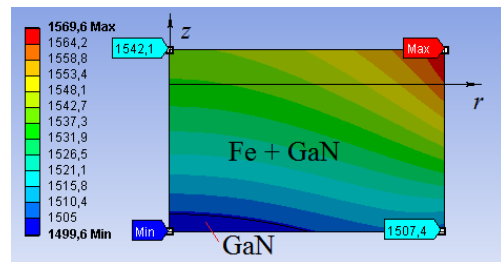


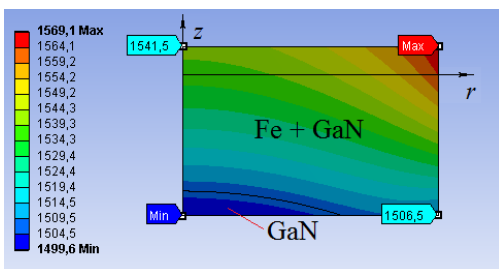
Рисунок 2 – КВТ для проведення експериментів з вирощування кристалів нітриду галію методом температурного градієнта: 1 – теплоізоляційний диск (хлорид цезію + графіт); 2, 4 – струмопровідні диски (терморозширений графіт); 3, 12 – торцеві нагрівачі (діоксид цирконію + графіт); 5, 8 – елементи ізоляції (хлорид цезію + діоксид цирконію); 6 – струмопідвід (графіт); 7 – джерело нітриду галію; 9 – трубчастий нагрівач (графіт); 10 – ростовий об'єм (залізо + нітрид галію); 11 – зовнішній теплоізоляційний елемент (хлорид цезію + графіт); 13 – контейнер (літографський камінь); 14 – заусенець (пресований кальцит); A, B, C, D – характеристичні точки



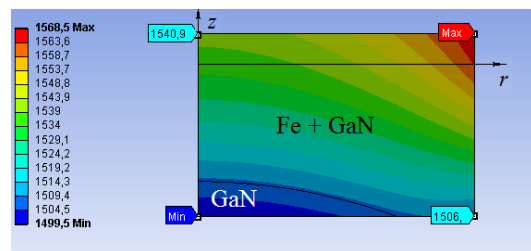
а



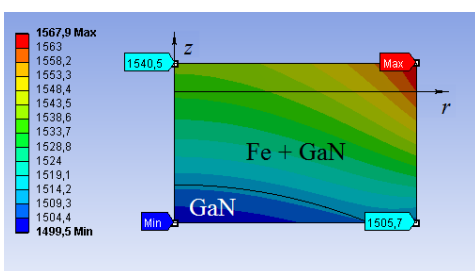
б



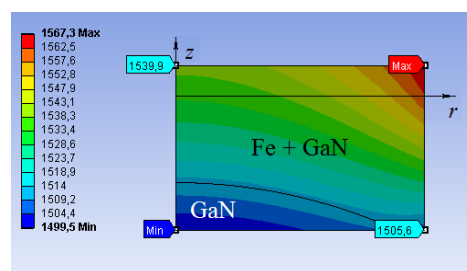
в



г



д



е

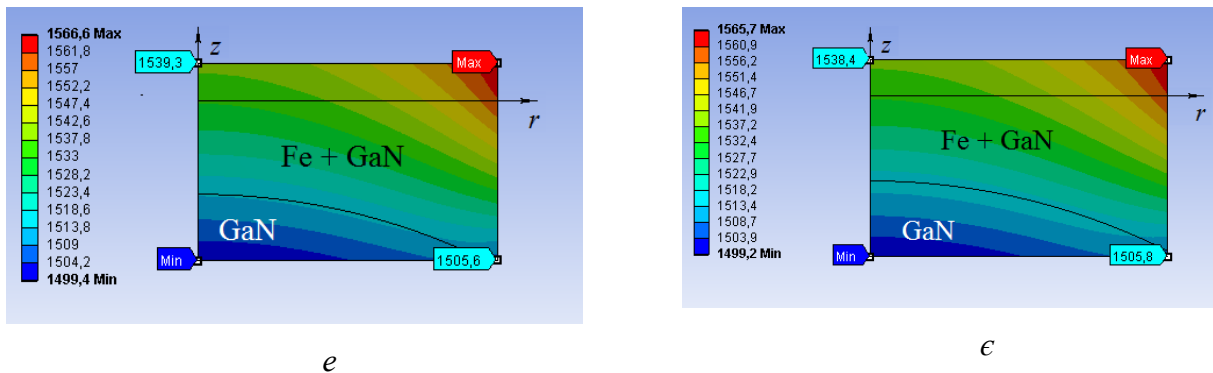


Рисунок 3 – Температурні поля в ростовому об'ємі КВТ при зростанні зони кристалізації GaN (а– б)

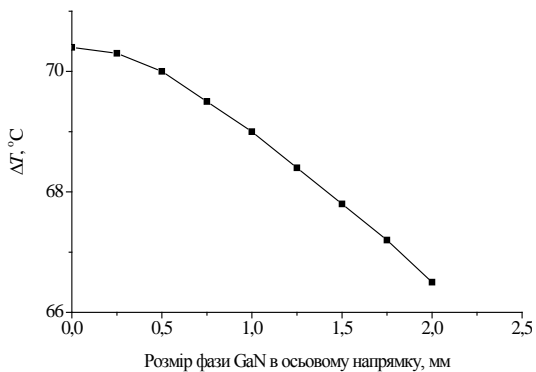


Рисунок 4 – Зміна максимального перепаду температури в ростовому об'ємі при зростанні зони кристалізації GaN

Висновки. Досліджено вплив зростання зони кристалізації GaN на максимальний перепад температури в ростовому об'ємі КВТ. Отримано зменшення максимального перепаду температури (від 70,4 до 66,5 °C) при зростанні зони кристалізації GaN, залежність є нелінійною і має бути врахованою при проведенні експериментів.

Література

1. Turkevych V.Z., Rumiantseva Yu.Yu., Sadova Yu.I., Kushch O.V., Hladkyi I.O., Turkevych D. V. Thermodynamic calculations of the Fe–Ga–N melting diagram in the context of gallium nitride crystallization under high temperatures and pressures. *J. Superhard Mater.* 2022. Vol. 44, no. 2. P. 73–78.
2. Liudvichenko O.P., Lyeshchuk O.O., Petrusha I.A. Effect of the concentration of components and the size of heaters on the thermal state of a high-pressure cell to study the solubility of gallium nitride in iron. *J. Superhard Mater.* 2023. Vol. 45, no. 2. P. 83–92.
3. Людвіченко О.П., Гордєєв С.О., Лещук О.О. Тепловий стан комірки АВТ типу «тороїд» при вирощуванні кристалів нітриду галію. *Сучасні питання виробництва та ремонту в промисловості і на транспорті: Матеріали 23-го Міжнар. наук.-техн. семінару, 15–16 берез. 2023 р.* Київ: АТМ України, 2023. С. 68–71.

АНАЛІЗ СКЛАДУ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛОПЛАКУЮЧИХ МАСТИЛ ДЛЯ ВУЗЛІВ ТЕРТЯ

Дробот О.С., *к.т.н., доцент, Хмельницький національний університет*

Вольт О.С., *інженер, директор фірми «Мандри – тур»*

Підгайчук С.Я., *к.т.н., доцент, Національна академія державної прикордонної служби України
ім. Богдана Хмельницького*

Яворська Н.М., *к.т.н., доцент, Хмельницький національний університет*

Левчук П.О., *магістрант, Хмельницький національний університет*

Відкриття і дослідження вибіркового переносу дозволило суттєво зменшити знос пар тертя, а в деяких випадках навіть його позбутись. Можливим це стало у вузлах, де використовується мастило ЦИАТИМ - 201. Мастильні матеріали з додаванням порошку свинцю (Свинцоль - 1 та Свинцоль - 2) суттєво підвищили протизадирну стійкість пар тертя майже у 2 рази. Досліджено, що для малонавантажених вузлів, де питомі навантаження сягають $R_{пит.} \leq 5$ МПа, кількість спеціальних інгредієнтів не перевищує 1 мас. %. [1,8]

Для високонавантажених вузлів кількість таких добавок може сягати 6 -12 мас. %. Більшість дослідників свідчать, що оптимальним має бути вміст присадок в межах 10 %. Для мастильних матеріалів, в яких для реалізації вибіркового переносу додають мідь напрацьовані такі рекомендації: дрібнозерниста фракція Cu_2O з розміром часточок меншою 10 мкм є більш ефективним, ніж грубозерниста фракція - (до 50 мкм). Заміна Cu_2O на порошок Cu такої ж дисперсності погіршує вибіркові властивості мастильного матеріалу. Отже, використання закису міді в якості присадок до пластичних мастил є більш доцільним [2,3].

Високодисперсні порошки міді, нікелю та інших металів володіють пірофорними властивостями і працювати з ними складно. Завдяки високій дисперсності порошки металів мають більшу поверхневу енергію і схильність до агрегування в газовому середовищі і коагуляції в рідкому середовищі. При роботі високодисперсних порошоків у складі мастила потрібно не допустити коагуляції цих порошоків.

Підвищити строк служби моторного масла можна введенням мідь вмісного компонента (високолужного фенолату міді і кальцію), що є інгібітором процесу окислення [4,5].

Враховуючи, що мастило ЦИАТИМ -201 має високу ціну, запропоновано в якості базових дисперсних середовищ застосовувати вуглеводневі масла ізопарафінової і ароматичної природи, складні ефіри та їх комбінації. Вибір мастил зумовлений їх низьким випаровуванням, високою термоокиснюваною стабільністю і стабільністю в зоні тертя, високими протизадирними та протизносними властивостями.

За результатами досліджень [6] з'ясовано, що синтетичні вуглеводневі масла не створюють вибіркового переносу, який має місце лише в середовищі складних ефірів і спиртів. Складні ефіри недостатньо вологостійкі, схильні до гідролізу і при підвищених температурах розкладаються з утворенням кислот, що викликає корозію металів контактуючих пар. Можливість забезпечення вибіркового переносу шляхом додавання у вуглеводневі масла різних добавок. Додавання стеаринової кислоти (0,25 мас. %) сприяє виникненню вибіркового переносу та зменшенню зносу. Ця ж присадка у середовищі ефірів суттєвого впливу не має. Значний ефект зниження зносу відбувається в разі поєднання жирної кислоти з вуглеводними маслами.

Має місце значна кількість досліджень, які спрямовані на підвищення зносостійкості деталей машин, реалізуючи вибіркового перенос додаванням в мастильні речовини поверхнево активних речовин (ПАР). Додавання ПАР в мастильні матеріали сприяє

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

зниженню коефіцієнту тертя у 3..5 разів, а також підвищенню питомих навантажень на вузол тертя та підвищення робочих температур [6,7]. Використання ПАР, які сприяють виникненню вибіркового переносу і покращення антифрикційних властивостей пар тертя бронза - сталь, виявились не ефективними для пар тертя сталь - сталь. Концентрація введених в мінеральні масла ПАР, які потрібні для утворення сервовитної плівки під час вибіркового переносу, залежить від ступеня очистки масла і збільшується при зменшенні його кислотного числа. Для кожної ПАР існує своя гранична концентрація утворення сервовитної плівки, нижче якої ефект переносу міді дуже малий, навіть відсутній. Швидкість утворення сервовитної плівки в мастильному середовищі з ПАР підвищується при збільшенні питомих навантажень на зразки та температури. ПАР ініціюють вибіркового перенос внаслідок їх розчинюючої здатності, яка суттєво залежить від потенціалу металу в даному середовищі [8].

Додавання до гліцерину ПАР (0,1 мас. % олеату натрію) перешкоджає наводнюванню сталі, що дозволяє працювати в режимі вибіркового переносу в середовищі гліцерину з додаванням ПАР при об'ємних температурах 125°C (проти 60°C у гліцерині) [11].

Для зниження втрат на тертя і підвищення зносостійкості мастила розроблена присадка, яка містить олеїновокислий чи стеариновокислий кадмій (0,2...24,0 %) чи вісмут (0,3...-36,0 мас %) мінеральне масло решта.

Враховуючи результати проведеного аналітичного огляду досліджено антифрикційні властивостей карбопластиків в металоплакуючих мастилах [7].

Для дослідження вибрані композиції на основі епоксидної та епоксифенольного полімерного в'язучого, армованих тканиною ТГН-2М з графітованих низькомодульних волокон (№ 2) та тканиною УТМ -8 з вуглецевих низькомодульних волокон (№ 1)

Випробування проведені за схемою «площина - площина», швидкість ковзання 0,54 м/с, питома навантаження $P = 3$ МПа, спряжена поверхня - сталь 40Х з твердістю НРС 45. Результати представлені в таблиці 1.

Таблиця 1

Результати експерименту.

№ композиції, напрямок армування NLNN+	Склад композиції	Питома інтенсивність зношування, $I_{SN} \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{н.м}$		
		Тертя мащення, без	Мастило Вайторекс	Мастило: гліцерин + міднений графіт С1, 5%
№ 1	Матриця епоксидна, вуглецева тканина ТГН- 2М, наповнення 43 %	3,35	1,4	0,18
№ 2	Матриця епоксидна, вуглецева, тканина УТМ -8 наповнення 47 %	3,2	2,7	1,12

+ - Напрямок армування NLNN – шари волокон в композиті орієнтовані перпендикулярно до поверхні тертя (N) і - паралельно вектору швидкості (L), а волокна - перпендикулярні поверхні тертя (N) і вектору швидкості (N).

Згідно отриманим результатам видно, що більш ефективний вплив металоплакуючого мастила на зменшення зносу проявляється для композицій, армованих графітованими вуглецевими волокнами. Використання металоплакуючих мастил чи присадок зменшує

знос таких композицій на порядок порівняно з тертям без мастила. Для композицій армованих вуглецевими волокнами інтенсивність зношування зменшується у 3 - 4 рази порівняно з тертям без мастила. На поверхні карбопластиків (композиція № 1, армування графітованими волокнами) після тертя в середовищі метало плакучого мастила (гліцерин + міднений графіт С 1, 5%) після 20 км поверхні тертя формується тонкий шар міді. В процесі тертя ця плівка не збільшується по товщині, але захищає карбопластик від зносу. Інтенсивність зношування на шляху тертя до 100 км знаходилась в межах $0,18-0,14 \cdot 10^{-6}$ мм³/ Нм. На поверхні зразків з композиції № 2, армованої вуглецевими волокнами, шар міді утворюється вже після 20 км шляху тертя, який з часом стає більш тонким, проте після 90 км шляху тертя на спряженій поверхні формується рівномірний шар міді. Отримані результати дозволяють зробити наступні висновки:

1. Для підвищення зносостійкості пар тертя «карбопластик - сталь» ефективним є використання металоплакуючих мастил і присадок.
2. Додавання мідьвмісних речовин в мастила на основі гліцерину дозволяє реалізувати ефект вибіркового переносу для пар тертя «карбопластик - сталь».
3. Ефективне використання металоплакуючих мастил для підвищення зносостійкості карбопластиків можливо після оптимізації складу, підбору необхідних ПАР, які забезпечують виникнення та протікання вибіркового переносу протягом тривалого часу роботи вузла тертя.

Література

1. Закалов, О.В. Триботехніка і підвищення надійності машин [Текст]: О.В. Закалов. – Тернопіль: ТДТУ, 2000. – 354 с.
2. Іщук Ю. Масильні матеріали: класифікація та термінологія / Ю. Іщук, М. Гінзбург, С. Кобилянський, С. Коваленко, Б. Ярмолюк // Катализ и нефтехимия. — 2005. — № 13. — С. 9-19.
3. А.с. СРСР №1721077, МПК С10М129/40, опубл. 23.03.92р.).
4. А.с - СРСР №859425, МПК3 С10М1/24, опубл. 30.08.81р.).
5. Гаврилюк М. А., Ранський А. П., Кватернюк С. М., Ранський Т. А. Нові масильні матеріали на основі індустріальних олив, тіоамідів та їх координаційних сполук / II-й Всеукраїнський з'їзд екологів з міжнародною участю, 2009 с.359 -361.
6. Паливо-масильні матеріали, технічні рідини та системи їх забезпечення. К / Упор. В.Я.Чабанний.– Кіровоград: Центрально-Українське видавництво, 2008.–353 с. Автори: Чабанний В.
7. Кламанн Д. Смазки и родственные продукты. – М.: Химия, 1988. – 486 с.
8. Избирательный перенос в тяжело нагруженных узлах трения / Под ред. Д. Н. Гаркунова. – М.: Машиностроение, 1982. – 205 с.

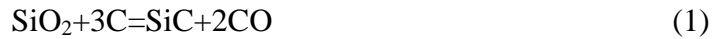
ФІЗИКО-ХІМІЧНА ОЦІНКА КАРБІДОКРЕМНІЄВОГО ПРОДУКТУ, ОТРИМАНОГО ІЗ ТЕХНОГЕННИХ МАТЕРІАЛІВ ОСНОВНОГО ВИРОБНИЦТВА SiC

Дерев'янюк І.В., к.т.н., доцент (E-mail: Ihorsic@meta.ua, <https://orcid.org/0000-0002-4518-9535>), **Жаданос О.В.**, к.т.н., доцент (E-mail: Alexzhad1980@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-9533-9933>), **Ярошенко Я.О.**, аспірант (E-mail: yaroslav11yaroshenko@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0001-9975-9575>)

Український державний університет науки і технологій. м. Дніпро

Карбід кремнію отримують в електричних печах опору за способом запропонованим Ачесоном в кінці позаминого століття. Сутність способу полягає у вуглецевотермічному відновленні кремнезему за рахунок джоулевого тепла, що виділяється при проходженні

електричного струму через kern печі. Тепловий потік, що утворився в kernі, поширюється із внутрішніх зон печі від kernа у зовнішні зони. За рахунок прогрівання реакційної шихти процес карбідоутворення починається в прикernовому шарі, а потім поширюється на суміжні зони [1]. Сумарна реакція вуглецевого процесу взаємодії кварцового піску з вуглецем нафтового коксу має вигляд:



$$\Delta G = 555615 - 322,11T$$

$$\Delta G = 0, \text{ при } T = 1725 \text{ K}$$

Шихта верхніх горизонтів завантаження (так звана зворотна шихта), яка не прореагувала, після розбору вмісту печі та відповідної підготовки використовується в поєднанні з вихідними чистими компонентами шихти для чергових плавок SiC. При накопиченні у зворотній шихті шкідливих для отримання абразивного карбіду кремнію оксидів ($\text{CaO} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3 > 1\%$) частина зворотної шихти періодично виводиться з процесу і є відвальним продуктом без його утилізації.

В сучасних умовах загального вирішення ресурсозберігаючих завдань в електрометалургії представляє практичний інтерес використання відвальної зворотної шихти для отримання карбіду кремнію металургійної якості [2].

В цій роботі дослідженню піддавався матеріал, отриманий шляхом відновлення відвальної шихти виробництва абразивного карбіду кремнію графітом. Хімічний склад продукту за вирахуванням вільного вуглецю наступний, % мас.: 76,36 SiC, 6,3 SiO₂, 5,6 Al₂O₃, 2,9 Fe₂O₃, решта - домішки.

Вимір мікротвердості проводили методом відновленого відбитка за технічними вимогами ГОСТ 9450 з використанням приладу Zeiss MHP 160 (навантаження 160 гс). Окремі фотографії з відбитками індентора наведено на рис. 1.

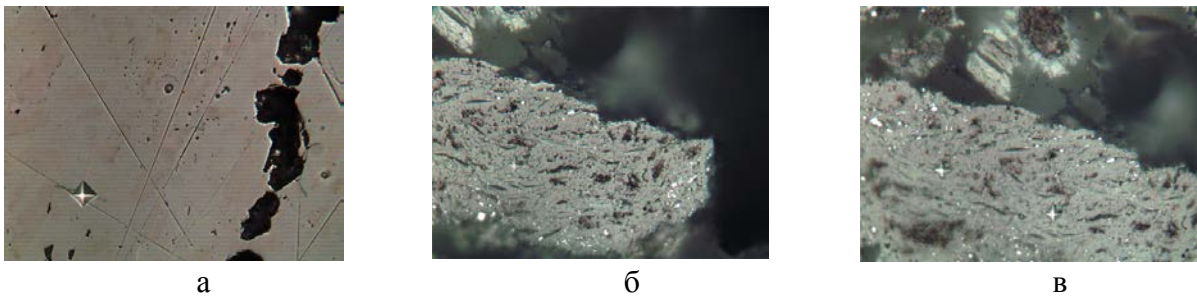


Рисунок – 1. Відбитки індентора в різних фазах довідновленого карбідокремнієвого матеріалу: а-скловидна фаза, б,в-карбід кремнію

Результати випробувань наведено у табл. 1

Таблиця 1

Результати вимірювання мікротвердості різних фаз довідновленого карбідокремнієвого матеріалу

Позначення	Фаза	$d_{\text{ср}}$, мкм	HV	HV, ГПа
а	скловидна фаза	19,4	786,0	7,7
б	SiC	11,6	2223,5	21,8
в	SiC	11,3	2304,8	22,6
в	SiC	11,6	2214,1	21,7

Дослідження фазового складу довідновленого карбідокремнієвого матеріалу проводилися на установці ДРОН-3 у характеристичному випромінюванні Cu-K α при U=30 кВ, I=20 мкА. Результати рентгенівського фазового аналізу представлені на рис. 2.

Аналіз вищенаведеної рентгенограми показує, що довідновлений продукт характеризується наявністю ліній SiO_2 - β -тридиміту, що не прореагував, SiC представлений в основному кубічною модифікацією β - SiC а також α - SiC 4H. У дослідному продукті у незначній кількості присутні лінії 6H, 15R та 51R політипів. Розмитість деяких піків свідчить про наявність у зразку псевдоморфоз карбіду кремнію по вуглецю.

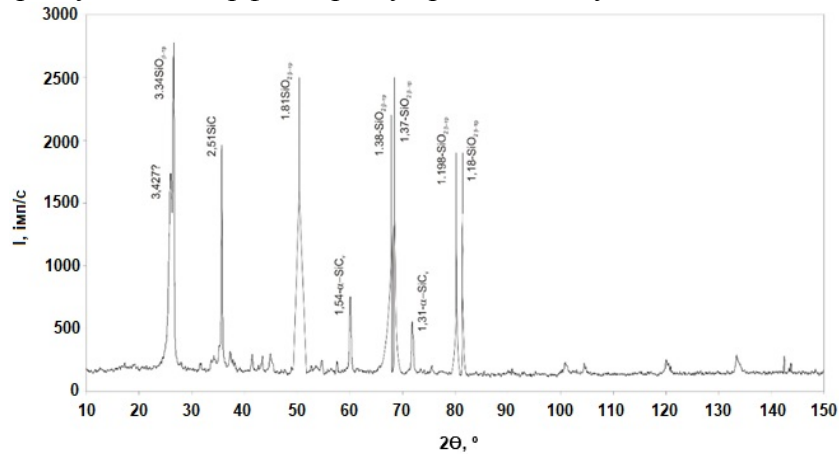


Рисунок 2 – Рентгенограма довідновленого карбідокремнієвого матеріалу

З метою встановлення форми кристалів карбіду кремнію в довідновленому продукті проведено фотографування матеріалу за допомогою електронного скануючого мікроскопу, фотографії приведено на рис.3

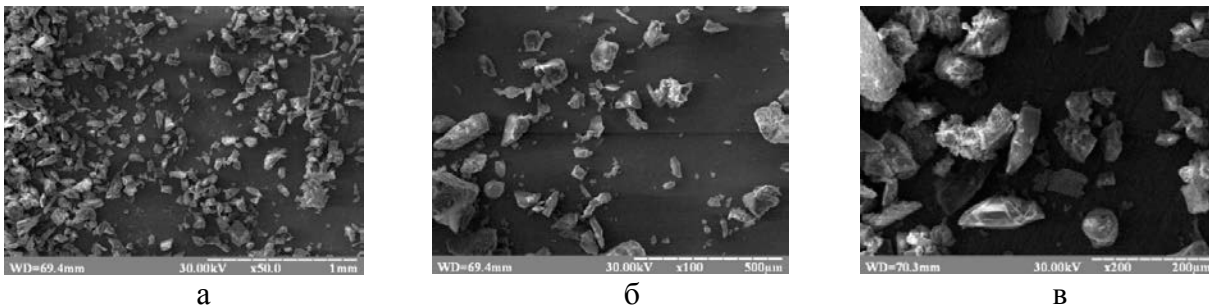


Рисунок 3 – Мікрофотографії рельєфу поверхні довідновленого карбідокремнієвого матеріалу з різним збільшенням; а) x50; б) x100; в) x200

Висновки: проведені мікроструктурні і фазові дослідження довідновленого карбідокремнійвміщуючого матеріалу. Показано, що отриманий продукт не відповідає вимогам, що пред'являються до абразивною карбіду кремнію за політипним складом, проте з успіхом може використовуватися в металургії та для виробництва вогнетривів. Передбачено подальші досліди по збагаченню довідновленого карбідокремнійвміщуючого матеріалу з метою підвищення вмісту SiC .

Список літератури

1. I.V. Derevyanko, A.V. Zhadanos. Researching of thermophysical processes in Acheson furnace for the production of silicon carbide. Proceeding of The Fourteenth international ferroalloys congress INFACON XIV «Energy efficiency and environmental friendliness are the future of the global Ferroalloy industry», Ukraine, Kiev, May 31-June 4, 2015, , ISBN 978-617-696-339-4, KIEV, 2015 – Vol 2. pp 555-560.
2. Дерев'янюк І.В. Технологія отримання вуглець-карбідокремнієвих брикетів і застосування їх для навуглецювання сталеві ванни: Автореф. дис. канд.техн.наук. Дніпропетровськ. 2008. – 21с.

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ШВИДКОЗНОШУВАНИХ ПОВЕРХОНЬ СТАЛЕВИХ ДЕТАЛЕЙ

Савуляк В. І., Дмитрієв М. С.

Вінницький національний технічний університет

Під час функціонування деталей машин в умовах сухого абразивного зношування поверхні, що виконують робочі функції, втрачають форму, геометричні розміри та масу. Для протидії цим негативним процесам відповідні деталі виготовляють з високолегованих матеріалів значної вартості. Ці матеріали навіть у стані поставки з металургійних заводів важко піддаються механічній обробці, вимагають застосування складного обладнання, інструменту та значних витрат.

Традиційним методом підвищення терміну служби робочих поверхонь деталей є термічна обробка для підвищення твердості: нанесення зносостійких покриттів; термомеханічна обробка та інші.

У роботі розглядається метод забезпечення міцності та зносостійкості робочих поверхонь з невеликою шириною до 8 мм, але великою протяжністю, за рахунок застосування наплавлення з утворенням металокарбідних шарів. Проблемою під час наплавлення таких поверхонь є стікання розплавленого металу з вузької поверхні (рис. 1), що наплавляється та забезпечення потрібної висоти наплавленого покриття.



Рисунок 1 – Фрагмент лопаті шнека з напавленою поверхнею без повзунів.

Для покращення якості наплавлення та запобігання стікання розплаву запропоновано використовувати повзуни з примусовим охолодженням або з вогнетривких матеріалів.



Рисунок 2 – Фрагмент лопаті шнека після наплавлення з використанням повзунів.

Випробування різного типу повзунів показав прийнятну якість наплавлення при використанні високотемпературної кераміки. Такі повзуни у порівнянні з водоохолоджуваними забезпечують меншу швидкість кристалізації, запобігають утворенню тріщин та появи гартівних структур.

Наплавлення виконувалось на напівавтоматичній установці, яка забезпечує рівномірне переміщення наплавної головки на різних швидкостях з використанням зварювальних дротів: СВ08; СВ08А; СВ08Г2С. Для забезпечення високої твердості та зносостійкості наплавлений шар легувався методом застосування легувальних стрічок.

1. Наплавлення вузьких та довгих сталевих поверхонь з використанням повзуні дозволяє нанести необхідний шар металу з відповідними геометричними параметрами.
2. Використання легувальної стрічки дозволяє отримати наплавлений метал необхідного хімічного складу та твердості до HRC 52 без додаткової термічної обробки.

Список використаної літератури

1. Савуляк В. І. Наплавлення висовуглецевих зносостійких покриттів : монографія / В. І. Савуляк, В. Й. Шенфельд — Вінниця: ВНТУ, 2016. – 124 с.
2. Савуляк В. І. Наплавлення високовуглецевих покриттів з використанням вуглецевих волокон / В. І. Савуляк, С.А. Заболотний, В. Й. Шенфельд // Проблеми трибології. – 2010. – №1. – С.66–70.
3. Kula P., Olejnik J., Kowalewski J., New vacuum carburizing technology / P. Kula, J. Olejnik, J. Kowalewski // Heat treatment progress. – 2001, v.1, n. 1

АБРАЗИВНА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ «ГІБРИДНИХ» МУЛЬТИКОМПОНЕНТНИХ СПЛАВІВ

Чабак Ю.Г., к.т.н., доц., Зурнаджи В.І., к.т.н., Голинський М.А., Єфременко В.Г., д.т.н., проф.
Приазовський державний технічний університет
Зайчук Н.П., к.т.н., доц.,
Луцький національний технічний університет

В роботі досліджено мікроструктуру та абразивну зносостійкість «гібридних» мультикомпонентних сплавів (мас.%) Fe-5W-5Mo-5V-10Cr-2,5Ti, які вміщують 0,3-1,1 % С і 1,5-3,5 % В. Вміст вуглецю та бору задавали у відповідності до матриці повного факторного експерименту 3². Встановлено, що в залежності від вмісту бору сплави мають евтектичну (при 1,5 % В) або заевтектичну (при 2,5-3,5 % В) структуру. Евтектичні сплави містять (у різних комбінаціях і об'ємних співвідношеннях) такі фазово-структурні складові: (а) збагачену на W, Mo, та V евтектику з морфологією «Chinese-script», утворену волокнами борокарбіду M₂(B,C)₅, розподіленими в феритній матриці; (б) збагачену на хром евтектику «розеткової» морфології із пластинами карбобориду M₇(C,B)₃; (в) збагачену на залізо ледебуритну евтектику, або грубо-сітчасту евтектику, обидві – на базі бороцементиту M₃(C,B). В заевтектичних сплавах присутні грубі первинні включення M₂(B,C)₅ призматичної форми та евтектики різної морфології (з перерахованих вище). Усі сплави містять карбоборид титану M(C,B) у вигляді дисперсних рівноосних включень. Зі збільшенням вмісту вуглецю та бору сумарна об'ємна частка карбоборидних включень зростає з 29 об. % (сплав із 0,3 % С та 1,5 % В) до 65,7 об. % (сплав 1,1% С та 3,5% В); відповідно, об'ємна твердість збільшується з 29 HRC до 53,5 HRC. Вплив вмісту вуглецю та бору на швидкість зношування в контакті із карбідом кремнію аналізували з використанням рівняння регресії четвертого ступеню, отримано шляхом обробки результатів випробувань за процедурою повного факторного експерименту. Встановлено, що математична модель описує складний рельєф поверхні відгуку із швидкості зношування, який припадає на 2,5-2,7 % В. Це пов'язано із появою в структурі крихких первинних включень борокарбіду M₂(B,C)₅ в сотні мікрон завдовжки, що супроводжувалось зменшенням кількості евтектичних включень «Chinese-script» (останнє призвело до утворення значних ділянок феритної матриці, не захищеної включеннями від зношування).

Встановлено, що вуглець знижує швидкість зношування за будь-якого вмісту бору (в межах досліджених діапазонів) за рахунок збільшення кількості карбобориду титану та утворення збагаченої хромом евтектики «розеткової» морфології (на базі карбобориду M₇(C,B)₃), а також грубосітчастої та ледебуритної евтектики на базі бороцементиту M₃(C,B). Крім того, вуглець підвищує твердість матриці, сприяючи заміні фериту на більш тверді структури («ферит+перліт» або мартенсит).

Показано, що евтектичні сплави зношувались за механізмом утворення неглибоких канавок і мікророзтріскування карбоборидів із відшаруванням дрібних уламків. Зношування

заевтектичних сплавів відбувалося шляхом сколювання та викришування грубих первинних включень, що супроводжувалося утворенням піттингів різного розміру. Тверді фази (борокарбіди, карбобориди) ефективно протистояли різанню абразивом SiC. Відповідно, за включеннями виникали «тіньові зони», де абразивні частинки при своєму русі не могли зношувати прилягаючу ділянку матриці. Дисперсність і рівномірний розподіл твердих включень сприяли зменшенню відстані між включеннями, що відповідно збільшувало протяжність «тіньових зон», тим самим зменшуючи швидкість зношування. Визначено, що серед досліджуваних сплавів найменше значення швидкості зношування відповідає сплаву із 1,1% С та 1,5 % В з евтектичною структурою (сумарна кількість карбоборидів становить 34,7 об. %). Близьку зносостійкість має заевтектичний сплав із 1,1 % С та 3,5 % В» (65,7 об. %). Перший сплав є кращим для практичного застосування через відсутність грубих первинних включень, які призводять до крихкості сплаву та погіршують оброблюваність різанням.

ОПТИМІЗАЦІЯ ПАРАМЕТРІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОЇ СТАЛІ S690QL

Зурнаджи В.І., к.т.н., Єфременко Б.В., к.т.н., Чабак Ю.Г., к.т.н., доц.,
Єфременко В.Г., д.т.н., проф., Приазовський державний технічний університет

В роботі досліджено вплив параметрів термічної обробки (гартування в воді та відпуску) на механічні властивості товстолистової сталі S690QL за Єврономами EN 10025-6:2019 (0,19 % С; 1,22 % Mn; 0,43 % Cr; 0,25 % Si; 0,20 % Ni; 0,16 % Mo; 0,02 % Ti; 0,0014 % В; 0,005 % S; 0,013 % P). Вплив температури гартування визначали на листах товщиною 30 мм. Температуру гартування ($T_{\text{гарт}}$) варіювали в діапазоні 890-970 °С (з кроком 20 °С), витримка після посадки в піч становила 90 хв. Після гартування у воді проводили відпуск при 650 °С з витримкою 110 хв (3 хв/мм товщини). Встановлено, що оптимальним є гартування від 920±10 °С; за більш високої температури в сталі починається ріст аустенітного зерна (середня площа зерна зростає з 19-20 мкм² при 890-920 °С до 23-26 мкм при 950-970 °С), що негативно позначається на межі міцності і низькотемпературній роботі удару (при -40 °С, -60 °С).

Вплив температури відпуску досліджували на листах товщиною 20-50 мм. Проби піддавали гартуванню за обраним режимом ($T_{\text{запм}}=920$ °С, 3 хв/мм товщини) та відпускали при температурах ($T_{\text{відп}}$) 600 °С, 625 °С, 650 °С і 675 °С (після відпуску проби охолоджували на спокійному повітрі). Тривалість відпуску ($t_{\text{відп}}$) при кожній температурі становила 1,5 хв/мм, 3 хв/мм, 6 хв/мм і 9 хв/мм. Після відпуску, незалежно від його температури, мікроструктура загартованої сталі S690QL зберігала ознаки, характерні для морфології рейкового мартенситу, незважаючи на досить різкі зміни в механічних властивостях. Зі збільшенням температури та тривалості відпуску спостерігали зниження показників міцності сталі, при цьому відносно подовження та низькотемпературна ударна в'язкість змінювались немономонно зі зростанням температури відпуску. При відпуску за 650 °С із тривалою витримкою (не менше 6 хв/мм) фіксували зниження пластичності та ударної в'язкості сталі внаслідок розвитку зворотної відпускну крихкості, у зв'язку з чим ці параметри відпуску не рекомендуються для використання при термічній обробці даної сталі.

За результатами випробувань побудовано регресійні рівняння, які зв'язують механічні властивості сталі S690QL із параметрами відпуску:

$$\sigma_{0,2} (\text{Н/мм}^2) = -177,0 \cdot h - 1,47 \cdot T_{\text{відп}} + 356,5 \cdot t_{\text{відп}} - 0,0051 \cdot T_{\text{відп}} \cdot t_{\text{відп}} - 7079,5 \cdot A \quad (R^2=0,995); \quad (1)$$

$$\sigma_B (\text{Н/мм}^2) = -181,6 \cdot h - 1,49 \cdot T_{\text{відп}} + 365,7 \cdot t_{\text{відп}} - 0,0029 \cdot T_{\text{відп}} \cdot t_{\text{відп}} - 7289,9 \cdot A \quad (R^2=0,997); \quad (2)$$

$$\delta (\%) = 0,015 \cdot h + 0,022 \cdot T_{\text{відп}} - 0,014 \cdot t_{\text{відп}} + 0,00016 \cdot T_{\text{відп}} \cdot t_{\text{відп}} - 1,47 \cdot A \quad (R^2=0,994); \quad (3)$$

$$KV_{-20} \text{ °С (Дж)} = 44,28 \cdot h + 0,82 \cdot T_{\text{відп}} - 88,92 \cdot t_{\text{відп}} + 0,0015 \cdot T_{\text{відп}} \cdot t_{\text{відп}} - 1,5 \cdot 10^{-5} \cdot h \cdot T_{\text{відп}} \cdot t_{\text{відп}} + 1770,9 \cdot A \quad (R^2=0,939); \quad (4)$$

$$KV_{-40\text{ }^{\circ}\text{C}} (\text{Дж}) = 19,47 \cdot h + 0,337 \cdot T_{\text{відп}} - 40,75 \cdot t_{\text{відп}} + 0,0063 \cdot T_{\text{відп}} \cdot t_{\text{відп}} - 1,7 \cdot 10^{-5} \cdot h \cdot T_{\text{відп}} \cdot t_{\text{відп}} + 746,73 \cdot A \quad (R^2 = 0,943); \quad (5)$$

$$KV_{-60\text{ }^{\circ}\text{C}} (\text{Дж}) = 13,10 \cdot h + 0,246 \cdot T_{\text{відп}} - 27,42 \cdot t_{\text{відп}} + 0,0030 \cdot T_{\text{відп}} \cdot t_{\text{відп}} - 2,0 \cdot 10^{-6} \cdot h \cdot T_{\text{відп}} \cdot t_{\text{відп}} + 513,72 \cdot A \quad (R^2 = 0,928), \quad (6)$$

де h – товщина листа (мм), $T_{\text{відп}}$ – температура відпуску ($^{\circ}\text{C}$), $t_{\text{відп}}$ – тривалість відпуску, включаючи прогрів (хв), A – питомий час витримки (хв/мм).

Рівняння (1-6) дозволяють прогнозувати властивості сталі після відпуску при 600-675 $^{\circ}\text{C}$ з питомим часом витримки 1,5-9 хв/мм. Визначено оптимальні варіанти параметрів відпуску, які забезпечують досягнення в сталі S690QL заданого комплексу механічних властивостей при економії енергоресурсів (в листах товщиною): 20 мм – 625 $^{\circ}\text{C}$ (2,0-2,5 хв/мм); 30 мм – 625 $^{\circ}\text{C}$ (2,5-3,0 хв/мм); 40 мм – 650 $^{\circ}\text{C}$ (3 хв/мм) або 675 $^{\circ}\text{C}$ (1,5 хв/мм); 50 мм – 625 $^{\circ}\text{C}$ (2,5-3 хв/мм) або 650 $^{\circ}\text{C}$ (1,5 хв/мм).

ПРОБЛЕМА ІМПОРТОЗАМІЩЕННЯ МАТЕРІАЛІВ КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ МАШИНОБУДІВНИМИ ПІДПРИЄМСТВАМИ УКРАЇНИ

Шимчук С.П., к.т.н., Зайчук Н.П., к.т.н., Півницький М.С., аспірант,
Орловський І.В., аспірант,

Луцький національний технічний університет

Яцек Щот, PhD, Вища школа управління та менеджменту (м. Конін, Польща)

Піднята в дослідженні проблема майже не висвітлена в спеціальній науковій літературі, проте дуже гостро стоїть на вітчизняних машинобудівних підприємствах та відчувається при підготовці здобувачів вищої освіти за галуззю знань 13 Механічна інженерія, що підкреслює її актуальність. Розробку принципів класифікації та формування відповідної довідникової літератури для вибору конструкційних матеріалів різних виробників, з необхідними властивостями для конкретного виробництва необхідно здійснювати з урахуванням положень проекту «Стратегії імпортозаміщення в стратегічних галузях промисловості» від 29.10.2021 року.

Для вирішення цієї проблеми необхідно дослідити, порівняти і систематизувати основні фізико-хімічні та механічні властивості однотипних конструкційних матеріалів за вітчизняною класифікацією і класифікацією інших світових виробників, що виготовляють матеріали з подібними чи аналогічними властивостями, та привести результати цих досліджень до вигляду довідника, що дозволить вибрати аналоги матеріалів, з необхідними властивостями, за відповідними класифікаціями.

В основу таких класифікацій доцільно покласти вимоги до матеріалів за призначенням, за основними експлуатаційними властивостями та вмістом легуючих елементів.

Враховуючи, що різні закордонні виробники конструкційних матеріалів дуже часто виготовляють сталі та сплави подібні за вмістом легуючих елементів до тих, що традиційно використовуються на вітчизняних підприємствах, але не ідентичні, то й властивості таких матеріалів можуть суттєво відрізнятись від тих, які необхідні для виготовлення відповідної продукції такими підприємствами (особливо ця тенденція спостерігається для жароміцних сталей і сплавів).

Дуже часто необхідні властивості конструкційних матеріалів для конкретного виробництва можна досягнути шляхом термообробки та інших видів зміцнювальних операцій. Для сталей та сплавів з особливими властивостями різні режими та технології термообробки дозволять набувати тих експлуатаційних властивостей, що необхідні для конкретного виду виробів.

Тому для вирішення піднятої проблеми необхідно вирішити наступні задачі:

- дослідити та систематизувати основні фізико-хімічні та механічні властивості традиційних вітчизняних конструкційних матеріалів та однотипних імпортованих матеріалів-аналогів, залежно від їх виробників;

- розробити довідник, щодо взаємозамінності традиційних вітчизняних конструкційних матеріалів імпортованими однотипними, що за відповідними експлуатаційними ознаками та властивостями є однаковими між собою (чи дуже подібними) та запропонувати області їх використання у відповідних виробництвах;
- дослідити та запропонувати механізми заміни одних матеріалів іншими, з врахуванням необхідних властивостей, шляхом використання різного роду операцій та режимів термічної обробки чи інших операцій зміцнення;
- дослідити та показати вплив легуючих елементів, видів та режимів термообробки на властивості досліджуваних конструкційних матеріалів;
- провести уніфікацію традиційних вітчизняних конструкційних матеріалів та однотипних імпортованих матеріалів-аналогів різних світових виробників за властивостями та хімічним складом до загального вигляду, що дозволить їх швидкий вибір для використання підприємствами України.

СТРУКТУРА ТОНКИХ ПЛІВОК SbSJ ОТРИМАНИХ ЛАЗЕРНИМ НАПИЛЕННЯМ

Жигуц Ю.Ю., *д.т.н, проф, завідувач кафедри ДВНЗ «УжНУ»*,
Рудь В.Д., *д.т.н, проф, Луцький національний техн. університет*,
Легета Я.П., *ст. викладач кафедри ДВНЗ «УжНУ»*

Вступ. Більшість параметрів лазерної плазми нелінійним чином залежать від густини потужності лазерного випромінювання. З іншого боку, ідея розігрівання речовини до термоядерних температур лазерним випромінюванням, стимулювала низку досліджень плазми, пов'язаних з високоінтенсивним опроміненням конденсованих речовин [1, 2].

Мета дослідження. Розробити спосіб отримання тонких плівок складних сполук з одночасним визначенням найважливіших параметрів конденсації при опроміненні цугом лазерних імпульсів.

Постановка проблеми. У сучасній мікроелектроніці важливе місце займає проблема отримання періодичних тонкопліткових багат шарових структур сформованих з складних сполук. Саме тому дослідження способу отримання плівок та встановлення параметрів конденсації набувають особливо великого значення. Результати розв'язку цієї проблеми можуть бути використані при лазерному осадженні плівок для отримання дзеркал м'якого рентгенівського діапазону та надграток.

Теоретичні і експериментальні дослідження. Для дослідження нових можливостей лазерного напилення плівок гігантськими лазерними імпульсами були вибрана речовина, яка поєднує складний хімічний склад та унікальні фізико-хімічні властивості. Сегнетоелектрик – напівпровідник SbSJ, який характеризується аномально високими значеннями пієзокоєфіцієнта та сегнетоелектричних параметрів.

Авторами використані режими створення тонкої плівки з діаграмою направленості розпилення в діапазоні густин потоку $q=10^8 \dots 10^{10}$ Вт/см², яка симетрична відносно нормалі до поверхні мішені в центрі фокальної плями. При цьому розпилення відбувається переважно в тілесний кут ~ 1 ср. Глибина випаровування за один імпульс складає $L_{vol}=m/\rho \cdot S=10^{-4}$ см, де S – площа фокальної плями. Перед фронтом випаровування є нагрітий внаслідок теплопровідності шар товщиною (L_T):

$$L_T = \sqrt{\sigma \tau_L} = \sqrt{\frac{k \tau_L}{c_p}} = 10^{-5} \text{ см} \ll L_{vol}, \quad (1)$$

де σ – коефіцієнт температуропровідності (см²/с), τ_L – тривалість лазерного імпульсу (с), ρ – густина речовини (г/см³), k – коефіцієнт теплопровідності, c_p – питома теплоємність.

Це означає, що в нашому випадку механізм випаровування не обумовлений теплопровідністю. Визначимо густину частинок газової фази безпосередньо біля поверхні підкладки. Із закону збереження потоку частинок на межі пара-підкладка можна записати:

$$m \cdot n \cdot v_{mid} = \rho \cdot \frac{\Delta h}{\Delta t}, \quad (2)$$

де m – маса молекули або атома, n – шукана густина пари, v_{mid} – середня швидкість компонент, Δh – товщина осадженого за один імпульс шару матеріалу, Δt – час осадження.

Як видно з формули (2) і проведених розрахунків густина частинок зменшується з відстанню за законом $n \sim \frac{\Delta h}{\Delta t} \sim \frac{1}{L^3}$ ($\Delta t \sim L, \Delta h \sim \frac{1}{L^3}$ в діапазоні $L=5\dots 10$ см. Це відповідає вільному поширенню частинок. Деяко занижені значення n в діапазоні $L=5\dots 10$ см по відношенню до кубічної залежності пов'язані з ревіпаруванням плівок.

Таким чином, при дії гігантського імпульсу лазера обмежений об'єм речовини мішені за дуже короткий час перетворюється в високотемпературний згусток плазми, який адиабатично розширюється. Застосований метод випарування складної сполуки дає змогу здійснювати осадження плівок в екстремальних умовах надшвидкого надходження на підкладку іонів та збуджених атомів і молекул. Можливість досягнення великих пересичень, коли критичними зародками є окремі атоми, велика степінь енергетичної активації частинок, які конденсуються, сприяють реакціям «кристалізації», що служить причиною зниження температури орієнтованого росту та отримання суцільних монокристалічних плівок напівпровідників. При температурі підкладки $t_{pad}=20\dots 100^\circ\text{C}$ отримані плівки були аморфними, а при більших температурах підкладки електронограми містили кільцеві лінії, що добре вклалися в кристалічну ґратку SbSJ. Для $t_{pad}=140\dots 150^\circ\text{C}$ отримувались орієнтовані плівки. Незважаючи на великі швидкості осадження, температура підкладки залишається одним з найважливіших параметрів процесу конденсації. Це підтверджується аморфністю плівок, отриманих при низьких температурах підкладки. Однак подальше підвищення густини потоку лазерного випромінювання, яке викликає збільшення середньої швидкості частинок $V > (2\dots 5) \cdot 10^6$ см/с ($q \geq 10^9$ Вт/см² для SbSJ) недоцільно тому, що енергія частинок пари, яка виділяється при конденсації, призводить до інтенсивного ревіпарування плівок аж до повної очистки окремих ділянок підкладки, а також ділянок плівки напленої попередніми імпульсами. Цьому сприяють також значні напірні тиски $p=1\dots 100$ атм., які створюються паром біля підкладки.

При цьому напрямком від сильно- до слабконтрастних ділянок округлих фігур співпадає з напрямком поступлення пари на підкладку. Падіння пучка під скосом і положення густини частинок, які конденсуються, сприяє збільшенню поздовжньої компоненти швидкості їх руху на підкладці, що була розташована перпендикулярно до падіння пучка, коли швидкість утворення зародків перевищувала швидкість їх дифузійного розсмоктування. При цьому ефект відтінення в умовах нахиленого падіння пучка є цілком закономірним. Утворення ж на атомарно гладкій поверхні спочатку округлих, незаповнених конденсатом ділянок, які відтіняються черговим імпульсним поступленням речовини має, імовірно, електричну природу, оскільки в парі присутні іонні комплекси. Іонне відтінення у даному випадку визначається початковою картиною з порушенням суцільності в «активних» місцях, в тому числі, природно, і лінійними та поверхневими дефектами.

Аналіз результатів дослідження та висновки. При густинах потоку $q \approx 5 \cdot 10^7$ Вт/см² випарування мішені досить слабе, товщина осадженого за імпульс шару $d_1 = v_1 \cdot \Delta t = \frac{\Delta h}{\Delta t}$,

менша або має порядок наномолекулярного шару. Формування плівки відбувається через стадію зародкоутворення. Підвищення густини потоку q і пов'язане з цим збільшення товщини осадженого за імпульс шару призводить до утворення суцільного шару, не проходячи стадію острівкового зростання. У випадку коли товщина осадженого за імпульс шару близька до мономолекулярного можливе протікання структурно-морфологічних перетворень. Подальше збільшення $q \geq 5 \cdot 10^8$ Вт/см² призводить до різкого збільшення викиду речовини і, як наслідок, гартування нерівноважних станів. Однак при цьому температура підкладки залишається найважливішим параметром, який визначає структурну досконалість конденсатів. Спостерігається також пониження температури епітаксії плівок з ростом q ,

відмічене раніше авторами. Подальше збільшення q призводить до різкого збільшення енергії компонент плазми. При осадженні плівок виділяються значна енергія, яка перевищує ~ 300 еВ/частинку, конденсація відбувається через рідку фазу і в цьому випадку навіть незначне збільшення q , зменшення відстані мішень-підкладка L , або підвищення температури підкладки відразу підвищує інтенсивне ревіпарування.

Література

1. Hutt, K.W. Laser initiated electron avalanches observed in a laser microprobe mass spectrometer / K.W. Hutt, E.R. Wallach // J. Appl. Phys. – 1989. – № 66 (5). – P. 127 - 130.
2. Жигуц Ю.Ю. Особливості ефективного напилення шаруватих структур періодичним лазерними імпульсами / Ю.Ю. Жигуц, І.І. Опачко // Міжвузівський збірник Луцького національного технічного університету «Наукові нотатки». – 2017. – № 59. – С. 112 - 118.

ЗАСТОСУВАННЯ КОМБІНОВАНОЇ МЕТОДИКИ ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ ТА ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ПОВЕРХОНЬ

Литвин Р.В. к.т.н., зав. лаб., 0677754268, rovalit@ukr.net, **Грінкевич К.Е.**, к.т.н., пров.н.с., с.н.с., 0681971181, kevich@ukr.net, **Мисливченко О.М.**, к.т.н., с.н.с., 0673402606, zvuyagina47@gmail.com, **Ткаченко І.В.**, н.с., 0937540369, **Блощаневич О.М.**, н.с., 0503304037,

Стегній А.І., н.с., **Толочин А.І.**, к.т.н., пров.н.с., с.н.с., 0674494849, tau@ipms.kiev.ua, **Іванченко С.Е.**, м.н.с., sergonische@gmail.com, **Згалат-Лозинський О.Б.**, зав. відділом, д.т.н., с.н.с., 0939708825, zgalatlozynskyy@gmail.com, **Баглюк Г.А.**, в.о. директора, член-кор. НАНУ, 0672352816, gbag@ukr.net,
Інститут проблем матеріалознавства НАНУ

В роботі вивчали вплив електроіскрового легування (ЕІЛ) поверхні сталевих деталей з наступною лазерною обробкою на структуру, твердість та зносостійкість зміненого поверхневого шару при використанні різних типів осаджених матеріалів.

Електроіскрове легування (ЕІЛ) проводили на підкладки зі сталі 45 кубічної форми зі стороною 10 мм. Перед нанесенням покриття поверхню підкладки шліфували до досягнення рівня шорсткості 1–2 мкм. Для осадження покриттів використовували установку «Елітрон-24А», яка дозволяє варіювати електричні параметри процесу. Час електроіскрової обробки складав до 5 хв/см², енергія одиничного імпульсу 0,20–0,75 Дж.

Для частини зразків слідом за ЕІЛ проводили лазерну обробку (ЛО) поверхні з метою гомогенізації хімічного складу, зменшення пористості та напружень в нанесеному шарі. Для лазерної обробки використовували імпульсно-періодичну установку Квант-15 на режимі опромінення: довжина хвилі 1,06 мкм, тривалість імпульсу 5 мс, енергія опромінення 3,9 Дж. Осадження покриттів та їх лазерну обробку проводили на повітрі.

Трибологічні випробування зразків проводили при сухому терті на автоматизованому комплексі АТКД з модулем динамічного навантаження за умов поєднання на одній доріжці тертя квазістаціонарного та динамічного режимів навантаження шляхом зворотно-поступального ковзання сферичного контртіла з твердого сплаву ВК6 по поверхні зразку з частотою 1 Гц при довжині доріжки тертя 8 мм. Статичне навантаження складало 30 Н з додатковим змінним компонентом навантаження для динамічного випробування, прикладеним синусоїдально з частотою 25 Гц та амплітудою 3 Н або 10% відносно статичного навантаження. Тривалість випробування складала 15 хвилин (~1000 циклів). Після кожного випробування лінійний знос оцінювали, вимірюючи профілі поверхні на доріжках тертя за допомогою контактного профілометра Калібр-201 і оптичного профілометра “Мікрон-лямбда” у відповідних зонах статичного і динамічного навантаження.

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

Для осадження використали матеріали різних типів, які значно відрізняються складом і методом утворення: композиційну кераміку на основі нітриду титану, кермет на основі карбіду титану, та бакатокомпонентний високоентропійний сплав (таблиця 1). Компактування електродів виконували мікрохвильовим спіканням, штампуванням, гарячим пресуванням та дуговою плавкою.

Таблиця 1.

Характеристики електродних матеріалів

№	Склад	Метод консолідації	Температура консолідації, °С
1	80% TiN–20% Si ₃ N ₄	НВЧ спікання	1400–1500
2	80% TiN–20% TiB ₂	НВЧ спікання	1400–1500
3	50% TiC–20% Cr 80% Ni	Штампування	1220
4	50% TiC–20% Cr 80% Ni	Гаряче пресування	1250
5	VNb ₂ TaCrMoWTi _{0,3} V _{0,6}	Дуговий переплав	

Зображення оброблених поверхонь зразків представлено на рис. 1. Особливістю морфології отриманих покриттів є достатньо розвинений рельєф поверхні, де візуально преваюють оплавлені частинки. Лазерна обробка утворює на поверхні текстуру у вигляді паралельних доріжок, які складаються з відбитків одиночних лазерних імпульсів.

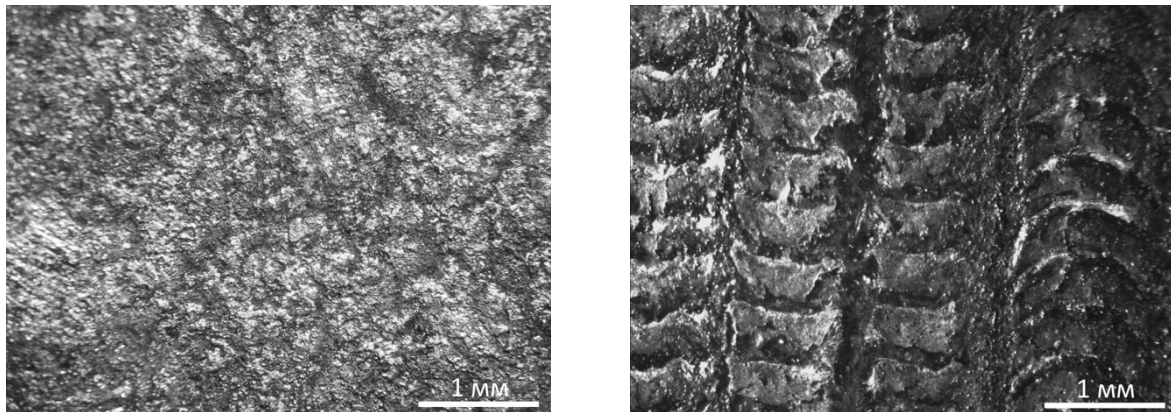


Рисунок 1 – Поверхня після ЕІЛ (ліворуч) та ЛО (праворуч)

Змінений шар на поверхні зразків після обробки складається з покриття товщиною 30–40 мкм (1), під яким розташовуються перехідний шар та зона термічного впливу (2) (рисунок 2). В результаті лазерної обробки утворюється значно ширша зона термічного впливу порівняно з ЕІЛ.

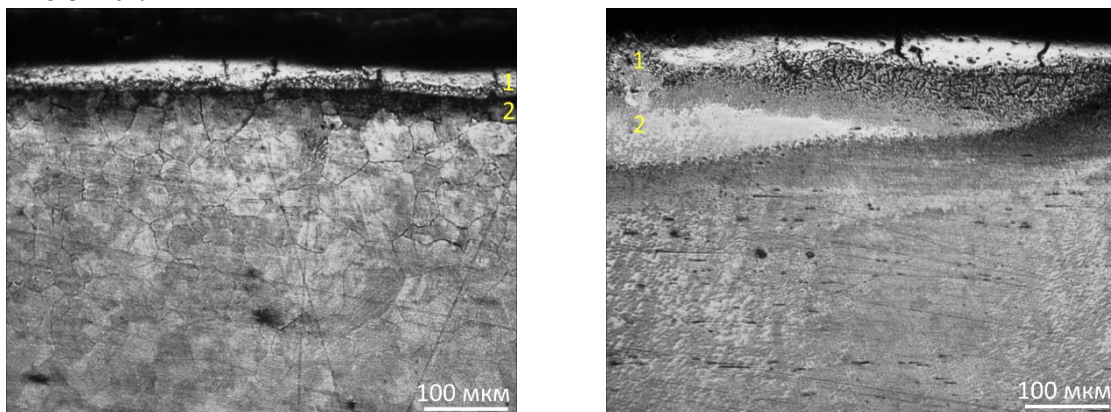


Рисунок 2 – Переріз зразків після ЕІЛ (ліворуч) та ЛО (праворуч)

Твердість покриттів у приповерхневій зоні наведено в таблиці 2.

Таблиця 2.

Твердість ЕІЛ-покриттів за Віккерсом

№	Склад	Метод консолідації	HV, ГПа
1	80% TiN–20% Si ₃ N ₄	НВЧ спікання	14-15
2	80% TiN–20% TiB ₂	НВЧ спікання	11-12
3	50% TiC–20% Cr 80% Ni	Штампуння	11
4	50% TiC–20% Cr 80% Ni	Гаряче пресування	12
5	VNb ₂ TaCrMoWTi _{0,3} B _{0,6}	Дуговий переплав	10-11

В результаті трибологічних тестів для більшості зразків з обробленою поверхнею зафіксовано підвищену силу тертя порівняно з вихідною поверхнею підкладки. Це обумовлено насамперед збільшенням шорсткості поверхні після осадження покриттів, а у випадку обробки лазером ще й зміною мікрорельєфу поверхні. В результаті порівняльних випробувань виявлено високу ефективність комбінованої поверхневої обробки ЕІО+ЛЮ композитом TiN–TiB₂. При терті контртілом з твердого сплаву ВК6 знос покриття склав 0,5 мкм, що відповідає тридцятикратному підвищенню зносостійкості порівняно з необробленою поверхнею сталі 45. Осадження композиту TiN–Si₃N₄ дозволило удвічі підвищити зносостійкість підкладки на динамічному режимі випробувань, при цьому додаткова лазерна обробка цього покриття виявилася неефективною.

З покриттів на основі TiC вищу зносостійкість продемонстрував гарячепресований матеріал, що дозволило утричі зменшити знос вихідної поверхні для динамічного режиму випробувань, який краще відповідає реальним умовам експлуатації порівняно зі статичним.

При терті зразку з високоентропійного сплаву ознак адгезійного зносу немає, а знос був практично відсутній. Відсутність продуктів зношування вздовж доріжок тертя покриття свідчить про окислюваний, а не абразивний чи адгезійний характер зношування, а також про хорошу сумісність трибопар покриття-контртіло. Покриття забезпечило високу зносостійкість, особливо у динамічному режимі навантаження. В цьому випадку лінійний знос покриття склав 0,1 мкм при значенні зносу 15 мкм для необробленої поверхні.

Аналіз отриманих результатів дозволяє зробити висновок про ефективність методики ЕІЛ+ЛЮ для підвищення зносостійкості функціональних поверхонь. З досліджених матеріалів найбільшу зносостійкість продемонстрували покриття з 80% TiN–20% TiB₂ та високоентропійного сплаву VNb₂TaCrMoWTi_{0,3}B_{0,6}.

ОСОБЛИВОСТІ СПІКАННЯ ТА МЕХАНІЧНОЇ ПОВЕДІНКИ ПОРОШКОВОГО АЛЮМІНІДУ ЗАЛІЗА Fe–28 ат.%Al

Толочин О. І., к.т.н., с.н.с., пр.н.с., Толочина О. В., к.т.н., н.с., Євич Я. І., к.ф.-м.н., с.н.с., Баглюк Г. А., д.т.н., член-кор., проф.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України

Алюмініди заліза представляють технічний інтерес через їх привабливі механічні властивості, високу корозійну стійкість та відносно низьку вартість, оскільки містять мало або взагалі не містять дорогих легуючих елементів. Вони відносно легкі, з щільністю близько 75–85% щільності заліза, і мають дуже високі питомі модулі пружності. Протягом останнього десятиліття інтерес перейшов до розробки матеріалів для застосування при більш високих температурах (600–700 °С) на електростанціях з надкритичною парою та при дуже високих температурах (близько 1000 °С), що виникають в процесах нафтохімічної обробки та при обробці вугілля / деревини. Найбільш розвинуті промислові схеми отримання алюмініду заліза до останнього часу базувались на ливарній технології.

Порошкові технології поки менш опрацьовані. Переваги порошкової технології у випадку створення виробів з алюмініду заліза пов'язані не тільки зі спрощенням обробки виробів складної форми з відносно крихкого напівфабрикату, але, переважно, через унікальні можливості отримання за допомогою порошкових методів композитів, які зміцнені дисперсними частинками. Створення якісного кінцевого продукту з необхідним фазовим складом та структурою передбачає оптимізацією технологічних умов на різних етапах отримання виробів. На стадії нагрівання складнощі виникають через взаємопов'язані процеси фазоутворення та розрихлення. Вирішення цієї проблеми потребує аналізу кінетики спікання. Формування якісного контакту пов'язане з вибором оптимальних температур спікання та тривалості ізотермічної витримки, які з одного боку гарантують кінцеві властивості не гірші ніж у компактного матеріалу, з іншого максимальну дисперсність структурних складових. Крім того слід моніторити можливі зміни елементного складу гетерокомпонентного композиту та появу додаткових когерентних та некогерентних фаз порошкового генезису.

Метою роботи було дослідження закономірностей фазоутворення та формування структури і властивостей порошкового інтерметаліду Fe_3Al , отриманого із суміші елементарних порошків.

Для отримання інтерметаліду використовували порошок заліза ПЖВ-4 та порошок алюмінію ПА-4. Із зазначених порошків звичайним змішуванням протягом 3 годин отримували суміш $\text{Fe}-28\text{Al}$ (ат.%). Порошкова суміш компактувалася в зразки, які спікалися при температурах 600–1500 °С з ізотермічною витримкою при кінцевій температурі 60 хв. На спечених зразках вивчали фазовий склад, структуру, поверхню руйнування та фізико-механічні властивості.

При нагріванні суміші порошків на диференціальній термічній кривій спостерігається два піки, що відповідають екзотермічним реакціям між алюмінієм та залізом. Перший пік відповідає температурам 520-550 °С, де відбувається основна реакція, і другий пік в температурній області 630-680 °С, де відбувається плавлення алюмінію. Під час реакції взаємодії між алюмінієм та залізом спостерігається утворення фаз алюмінідів заліза, а також активне пороутворення через різні коефіцієнти дифузії заліза та алюмінію (ефекти Кіркендалла та Френкеля). Внаслідок екзотермічної реакції взаємодії елементів суміші при нагріванні на початкових етапах спікання в області температури плавлення алюмінію (675 °С) спостерігається збільшення геометричних розмірів зразка. При подальшому збільшенні температури нагрівання у зразку спостерігається тільки фазові зміни і після досягнення 1050 °С починається процес усадки. Після досягнення температури близько 1220 °С процес усадки активізується.

Відповідно до зміни об'єму з підвищенням температури спікання змінюється і щільність зразків. Незначне ущільнення спостерігається від температури 950 °С, а початок помітного ущільнення відбувається при підвищенні температури спікання вище 1350 °С. Пористість від максимального значення 45 % (після спікання при 600 °С) зменшується до 8 % для зразків, спечених при 1450 °С. Вимірювання пористості зразків після різних температур спікання показало, що на ранніх стадіях спікання відбувається набухання зразка до пористості ~ 50%. Якщо розглядати залежність пористості від зворотної температури, то виділяються дві ділянки: область низьких температур, де пористість слабо змінюється із зростанням температури та високих температур, де пористість змінюється суттєво. Зміна кута нахилу свідчить про зміну термоактиваційного механізму спікання.

Еволюція фазових перетворень матеріалу в процесі спікання показує, що при нагріванні зразків до температури 600 °С на межі розділу починає утворюватися фаза Fe_2Al_5 . При подальшому підвищенні температури до 750 °С, окрім заліза та фази Fe_2Al_5 , утворюється фаза FeAl . При подальшому підвищенні температури до 950 °С у фазовому складі матеріалу спостерігаються тверді розчини на основі заліза: з вмістом алюмінію більше 25 ат. % та

невпорядкований розчин А2 з кількістю алюмінію менше 25 ат. %. При високих температурах спікання 1400–1500 °С спостерігається фаза А2 (невпорядкований твердий розчин алюмінію в ОЦК залізі) з рівноважною кількістю алюмінію 25 ат. %.

Питомий електроопір характеризує якість міжчастинкових границь, які формуються внаслідок термомеханічних процесів на різних технологічних етапах консолідації пористого матеріалу. З підвищенням температури спікання спостерігається очікуване падіння значень електроопору. Однак, звертає на себе увагу, що експериментально отримані дані для значень електроопору зразків, що спечені при нижчих температурах (1250–1400 °С) помітно перевищують відповідні значення, отримані з теоретичної залежності електроопору пористого зразка від пористості, запропонованої В. В. Скороходом. Таке помітне відхилення від теоретичних даних пояснюється наявністю в структурі матеріалу значної кількості плоских дефектів у вигляді міжчастинкових пор і оксидних прошарків. Зазначені дефекти зосереджуються вздовж поверхонь розділу та займають малий об'єм, що підтверджується мікроструктурними дослідженнями. Після спікання при 1150 °С добре розрізняється значна кількість об'ємних пор, а після спікання при 1250 та 1350 °С в структурі присутні площинні пори. Площинні пори зникають після спікання при 1450 °С, а на місцях, де знаходились міжчастинкові гранці залишаються ланцюжки дрібних сферичних пор та частинок складного нестехіометричного карбиду $Fe_{2,9}Al_{1,1}C_{0,7}$, який утворюється при більш низьких температурах. Тобто під час рекристалізації відбувається відрив границь від дефектів порошкового походження. Перерозподіл домішок з границь в матрицю посилюються при підвищенні температури спікання до 1500 °С, коли розмір рекристалізованих зерен суттєво зростає. Об'ємний вміст пор зменшується, а мікропори практично зникають. Карбідні частинки коагулюють, утворюючи голкоподібні виділення відносно великого розміру, що розташовуються переважно в тілі зерна.

Зазначені структурні особливості інтерметалідів, що спечені за різних температур, визначають механічну поведінку зразків. Так, міцність на вигин (700 МПа) і тріщиностійкість ($18 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$) інтерметалідів різко збільшується після спікання при 1450 °С. Очевидно, що підвищення цих характеристик обумовлено зменшенням кількості площинних дефектів з утворенням міцного міжчастинкового механічного контакту до утворення досконалого (фізичного) контакту на межі між порошинками. Зменшення міцності (400 МПа) при подальшому підвищенні температури спікання до 1500 °С пов'язано зі збільшенням розміру зерна, який визначає розмір критичного дефекту. Тріщиностійкість є менш чутливою до розміру зерен, тому тріщиностійкість при збільшенні температури спікання практично не змінюється. Підвищення рівня міцності та тріщиностійкості зі зростанням температури спікання супроводжується зміною механізму руйнування від міжчастинкового при температурі спікання до 1250 °С до транскристалітного для зразків, що спечені при 1450 °С. При нижчих температурах спікання закриття площинних пор не призводить до створення якісного контакту між частинками через наявність домішок і крихких продуктів реакції у границях розділу. Як наслідок, тріщини енергетично вигідно розповсюджуватись по слабких міжчастинкових границях. Принаймні з формуванням досконалих міжчастинкових границь за високих температур спікання відбувається покращення якості границь з допомогою їх перекристалізації і коагуляції домішок. При цьому енергія, необхідна для міжчастинкового руйнування, підвищується і тріщині стає вигідніше поширюватися по прямолінійній траєкторії через тіло зерен.

Робота виконана за підтримки національного фонду досліджень України під час виконання проекту 2021.01/0278 за темою: “Розробка науково-технологічних засад створення нових матеріалів на основі Fe-Al інтерметалідів з підвищеною стійкістю та жароміцністю для забезпечення ефективної експлуатації та екологічної безпеки у вузлах енергетичного та транспортного машинобудування”.

ЗАКОНОМІРНОСТІ ТА ОСОБЛИВОСТІ ОКИСНЕННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПРИ МДО-ОБРОБЦІ

Субботін О.В., старший викладач (<https://orcid.org/0000-0002-9422-4480>), **Білозеров В.В.**, к.т.н., доцент, професор (<https://orcid.org/0000-0002-7623-3658>), **Субботіна В.В.**, д.т.н., професор, завідувач кафедри (E-mail: subbotina.valeri@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-3882-0368>)

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»

Найбільш перспективним методом для зміцнення поверхні виробів з вентильних матеріалів є метод мікродугового оксидування (МДО). Характерною особливістю цього методу є мікродугові розряди, які безперервно переміщуються по поверхні зразка. Високотемпературні мікродугові канали, інтенсивно окислюючи метал у середовищі кисню, перетворюють пористі ділянки плівки на більш щільні. При подальшому ущільненні і збільшенні товщини плівки в цих ділянках мікророзряд припиняється і переходить до інших слабких, пористих ділянок плівки тощо [1]. Таким чином, мікродугові розряди, переміщуючись по всій поверхні, ніби "заліковують" слабкі та пористі ділянки плівки, що в результаті призводить до істотного поліпшення її діелектричних і механічних характеристик. Інтенсивність світіння зразка в процесі оксидування змінюється: зменшується кількість мікродугових розрядів, а потужність їх зростає (рис. 1). Така закономірність спостерігається в разі оксидування деформівних і ливарних алюмінієвих сплавів. Процес МДО необхідно вести в режимі мікродугових розрядів, при цьому поява дугових розрядів, які пропалюють покриття і погіршують його якість, не допускається [2].



Рисунок 1 – Процес мікродугового оксидування

Отримані таким чином покриття володіють унікальним комплексом фізико-механічних властивостей на матеріалах вентильної групи - алюміній, титан, магній і сплави на їх основі. Використання метода МДО дає практичну можливість формувати на поверхні виробів структури на основі високотемпературних кристалічних окислів, які надають виробам якісно нові властивості [3].

Крім того МДО-покриття мають чудове зчеплення з металом-основою, яке забезпечується наявністю перехідного шару на межі метал покриття. Перехідний шар формується як всередину металу, так і назовні. В результаті, зчеплення покриття з металом виявляється більше міцності самого металу і при навантаженні не відбувається відриву покриття по межі поділу метал-покриття.

Алюміній і сплави на його основі показали найбільш високі властивості модифікованої в результаті МДО-процесу поверхні [3]. Однак, як показали експериментальні результати для різних типів алюмінієвих сплавів ефект від МДО-процесу значно відрізнявся [5]. Причиною такої відмінності є основні елементи легування.

Крім складу сплаву, режимів і тривалості оброблення, важливим фактором, що визначає фазово-структурний стан і властивості покриттів є тип і склад електролітів. У якості електролітів, що дозволяють одержувати стійкий мікродуговий режим у процесі окислення були обрані комплексні лужно-силікатні електроліти різного складу. Вибір типу електроліту й умов протікання процесу мікродугового окисдування дозволяє в широкому інтервалі змінювати фазово-структурний стан і властивості покриття [4].

Однією з мікроструктурних особливостей оксидних покриттів, що формуються в режимі анодно-катодного МДО є їхня шарова будова, яка добре виявляється металографічно на поперечних шліфах (рис.2).

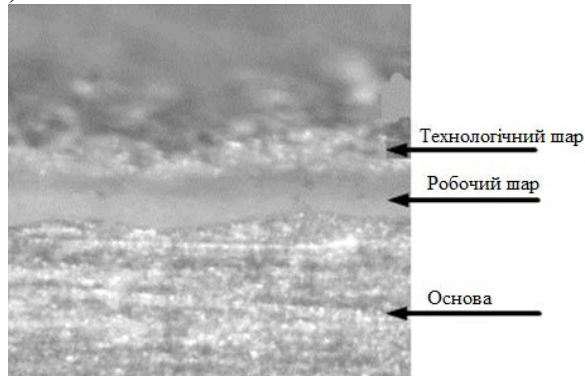


Рисунок 2 – МДО-покриття на алюмінії А99

Верхній шар покриття (пухкий, шорсткий, незносостійкий) легко видаляється шляхом зачищення зразка на абразивному папері. Основу цього пухкого шару на всіх досліджуваних нами алюмінієвих сплавах, за даними рентгеноструктурного аналізу, становить фаза, яка ідентифікується як муліт ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$). Треба зазначити, що пухкий шар завжди має місце і є специфікою цього методу. Зазначимо, що частка пухкого шару становить 30-40 % від загальної товщини покриття залежно від умов електролізу і визначається складом електроліту та тривалістю процесу. Незносостійкість верхнього шару зумовлена наявністю високої пористості. Спостерігається збільшення частки пухкого шару з підвищенням вмісту в електроліті силікату натрію [4].

Внутрішні шари покриття (монолітні, зносостійкі) дають при рентгеновському аналізі чітко виражену кристалічну картину, яка відповідає фазам $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ і $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ (муліт) (рис.3). Властивості внутрішнього шару визначають експлуатаційні якості покриття і залежать від умов його формування. Характер межі розділу метал - оксид (відсутність пор, включень, відшарувань) свідчить про хорошу адгезію покриття з основою [5].

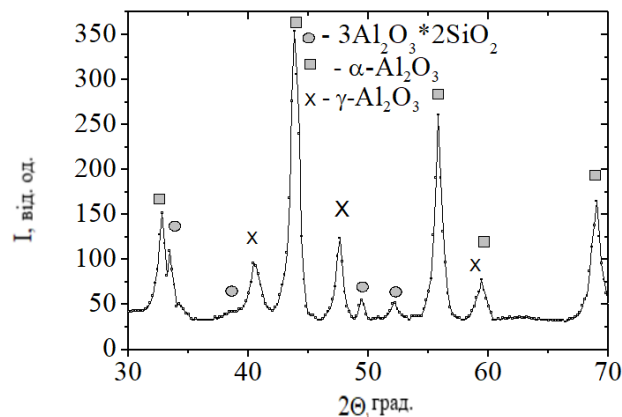


Рисунок 3 – Фрагмент дифракційних спектрів МДО-покриття, отриманого в електроліті 1 г/л КОН + 6 г/л Na_2SiO_3 (180 хв) (K_α - Cu – випромінювання)

Слід відзначити вплив МДО обробки на геометричні розміри виробів. Як було сказано вище, структура формуемого при МДО обробці покриття складається з технологічного (м'якого, пористого) шару, який дає приріст товщини обробляемого об'єкту, та робочого (твердого, кристалічного) шару, який формується в глибину об'єкту, та змінює структуру, властивості поверхні та приповерхневих шарів матеріалу. Практичний інтерес уявляє саме робочий шар. Тому, за допомогою видалення технологічного шару додатковою обробкою, виріб можна повернути до початкового розміру [6].

Результати проведених досліджень показали, що структуроутворення покриттів багатостадійна. На початковій стадії окислення фазоутворення починається з появи фази γ - Al_2O_3 незалежно від складу електроліту і хімічного складу сплаву; наступні стадії залежать від складу електроліту, густини струму і характеризуються такими складами γ - Al_2O_3 + $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$, або γ - Al_2O_3 + α - Al_2O_3 , або γ - Al_2O_3 + $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ + α - Al_2O_3 . Твердість таких покриттів визначається їх фазовим складом і може досягати 20 ГПа [4-5].

Змінювати фазовий склад і управляти поліморфними перетвореннями на основі оксиду алюмінію можна не тільки за рахунок змін умов електролізу, а й шляхом зміни складу сплавів, які обробляються. Наявність прямого контакту металу і області пробою дозволяє очікувати великий вплив хімічного складу алюмінієвого сплаву на властивості покриттів. Попередні дослідження показали, що фазовий склад покриттів на різних марках алюмінієвих сплавах різний, що зумовлено неповнотою завершення перетворення низькотемпературної модифікації оксиду алюмінію γ - Al_2O_3 в стабільну модифікацію α - Al_2O_3 . Для досягнення високої твердості і зносостійкості МДО-покриттів на алюмінієвих сплавах необхідно забезпечити великий відсоток вмісту фази α - Al_2O_3 (корунд) [3].

Висновки: Вищевикладена інформація свідчать про те, що МДО технологія дозволяє формувати певний фазовий склад покриття залежно від хімічного складу алюмінієвого сплаву, що вказує на можливість розширення кола алюмінієвих виробів з метою підвищення необхідних службових властивостей.

Список літератури

1. Gu W.-C., Lv G.-H., Chen H., Chen G.-L., Feng W.-R., Zhang G.-L., Yang S.-Z. Investigation of morphology and composition of plasma electrolytic oxidation coatings in systems of Na_2SiO_3 - NaOH and $(\text{NaPO}_3)_6$ - NaOH . Journal of materials processing technology. 2007. Vol. 182. Iss. 1-3. P. 28-33.
2. Subbotina V.V., Al-Qawabeha U.F., Sobol' O.V., Belozarov V.V., Schneider V.V., Tabaza T.A., Al-Qawabah S.M. Increase of the α - Al_2O_3 phase content in MAO-coating by optimizing the composition of oxidated aluminum alloy. Functional materials. 2019. Vol. 26. № 4. P. 752-758.
3. Subbotina V., Al-Qawabeha U.F., Belozarov V., Sobol' O., Subbotin A., Tabaza T.A., Al-Qawabah S.M. Determination of influence of electrolyte composition and impurities on the content of α - Al_2O_3 phase in MAO-coatings on aluminum. Eastern-european journal of enterprise technologies. 2019. Vol. 6. № 12 (102). P. 6-13.
4. Subbotina V., Sobol O., Belozarov V., Subbotin A., Smyrnova Y. A study of the phase-structural engineering possibilities of coatings on D16 alloy during micro-arc oxidation in electrolytes of different types. Eastern-european journal of enterprise technologies. 2020. Vol. 4. № 12 (106). P. 14-23.
5. Sobol' O., Subbotina V. Regularities of the influence of microarc oxidation of aluminum alloys on the phase-structural state of the formed oxide coatings and the peculiarities of γ - $\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha$ - Al_2O_3 polymorphic transformation during their annealing. Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Серія: Нові рішення в сучасних технологіях. Харків: НТУ «ХПІ», 2020. № 3 (5). С. 10-21.
6. Субботін О. В. Вплив мікродугового оброблення на зміну розміру алюмінієвих деталей /О. В. Субботін, В. В. Білозеров, В. В. Субботіна // Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету : зб. наук. пр. / М-во освіти і науки України, ХНАДУ ; редкол.: А. Г. Батракова (гол. ред.) та ін. – Харків, 2022. – Вип. 97. – С. 70-73.

ВПЛИВ РЕЖИМІВ НАНЕСЕННЯ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ Ni-C НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ

Уманський О.П.¹, завідувач відділу ІПМ НАНУ ім. І.М.Францевича, д.т.н., професор;
Стороженко М.С.², провідний науковий співробітник AC2T research GmbH, Wiener Neustadt, Austria, **Куцев О.В.¹**, молодший науковий співробітник; **Костюнік Р.Є.³**, старший науковий співробітник; **Терентьєв О.Є.¹**, к.т.н., старший науковий співробітник; **Мосіна Т.В.¹**, провідний науковий співробітник ІПМ НАНУ ім. І.М.Францевича,

Одним із способів підвищення ефективності газотурбінних двигунів є зменшення зазорів між ротором і статором, що може бути вирішено використанням в якості ущільнювачів робочого тракту покриттів, що приробляються [1, 2, 3]. Ключовою вимогою для успішного застосування таких матеріалів є невисока агрегатна твердість. В результаті раніше проведеного ряду досліджень, оптимальним складом для створення таких покриттів був визначений графітовий порошок, плакований нікелем НПП-75. Середня товщина плакуючого шару складала 10 мкм при розмірі частинок порядку 100 мкм.

При достатньо високих технологічних характеристиках, адгезії та когезії покриттів, виконаних з НПП-75, їх показники твердості виходять за межі оптимальних для матеріалів ущільнювачів.

Метою даної роботи є оптимізація режимів плазмового напилення покриттів з композиційного порошку нікель-графіт з необхідною твердістю, що забезпечує врізання лопаток в масив покриття.

Плазмові покриття з композиційного плакованого нікелем графітового порошку НПП-75 наносилося на сталеву основу у відкритій атмосфері на установці УПУ-3Д. Для збільшення адгезійного зв'язку та вирівнювання коефіцієнтів термічного розширення на підкладку наносили проміжний шар з терморегуючого матеріалу ПГ-Ю5-Н. Як змінні складові режиму нанесення використовувалися параметри напруги і сили струму дуги, які змінювалися в діапазоні від 60 до 75 і від 380 до 500 А відповідно.

З одержаних зразків покриттів були виготовлені поперечні шліфи. Їх дослідження на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І дозволило встановити, що в залежності від більш високої потужності нанесення спостерігається зменшення пористості при інтенсифікації вигорання графіту, а отже, збільшення відсотка нікелю по поперечному перерізу.

Товщина та фізико-механічні характеристики отриманих покриттів дозволили виміряти їх твердість двома методами – по Брінеллю та Віккерсу.

Згідно з отриманими даними, твердість змінювалася залежно від режиму в діапазоні від 15,2 до 29,6 НВ та від 39 до 54 НВ.

Враховуючи передбачувані особливості експлуатації та вимоги до ущільнювачів робочого тракту газотурбінних двигунів, можна зробити висновок, що оптимальними є режими, що забезпечують найменші показники твердості (15,2 НВ / 39НВ) – напруга та сила струму дуги 65 і 400 А відповідно.

Література

1. F. Ghasripoor, R. Schmid, M. Dorfman, Abradable coatings increase gas turbine engine efficiency, Materials World 5 (1997) 328.
2. J.M. Guilemany, J. Navarro, C. Lorenzana, S. Vizcaino, J.M. Miguel, Tribological behaviour of abradable coatings obtained by atmospheric plasma spraying (APS) International Thermal Spray Conference, Singapore 2001, pp. 1115–1118
3. W. Xue, S. Gao, D. Duan, L. Wang, Y. Liu, S. Li, Study on the high-speed rubbing wear behavior between Ti6Al4V blade and nickel-graphite abradable seal coating, J.Tribol. 139 (2016) 21604–21610]

МАГНІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ СТВОРЕННЯ ПОРИСТИХ МАТЕРІАЛІВ З ЗАДАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Рябчиков М.Л., *д.т.н., проф., професор кафедри технологій легкої промисловості,*
Фурс Т.В., *к.т.н., доц., доцент кафедри прикладної математики та механіки*
Луцький національний технічний університет

Пористі матеріали застосовуються в різних галузях. Однією з основних вимог для таких матеріалів у ряді випадків може бути забезпечення заданих параметрів пористості, до яких відносяться середній розмір пор та їх розкид, а також густина пор в об'ємі матеріалу.

Відомі технології створення пористих матеріалів неспроможні в повному обсязі задовольнити умові забезпечення заданих параметрів [1, 2].

В даному дослідженні пропонується використання наноскладових на основі суміші оксидів двовалентного і тривалентного заліза з поєднанням кільцевого магнітного поля для створення умов регулювання пористих матеріалів.

Основа дослідження - наномагнітний порошок, що виробляється за технологією, описаною в публікаціях авторів. Основними його властивостями є нанорозміри частинок, магнітні властивості, індиферентність до гігієнічних і інших властивостей, що доведено комплексом досліджень [3, 4].

Ідея даного дослідження полягає в тому, що наночастинки магнітного матеріалу, зв'язані з частинками полімерного матеріалу в умовах магнітного поля включаються в силову взаємодію сумісно з частинками суміші. Керування магнітним полем може дозволити направити магнітні сили, що діють на дані частинки, в напрямі, вигідному для протікання технологічного процесу.

Якщо мова йде про продукти з утворенням пор, то позитивним напрямом процесу можна вважати такий, що веде до збільшення об'єму, збільшення кількості порожнин, що утворюють піну, зниження дисперсії (розкиду) розмірів порожнин, вирівнювання їх розмірів.

Якщо уявити порожнину піни у вигляді порожньої сфери, то при звичайному проходженні технологічного процесу важко виявити сили, які створюють і підтримують таку порожнину. У той же час магнітні наночастинки в магнітному полі, зв'язані з частинками продукту, в якому створюється піна, під дією магнітного поля спроможні розтягувати її, створюючи сприятливі умови для створення і підтримки форми порожнини.

Основний метод дослідження – експеримент по виготовленню пористого матеріалу в умовах магнітного поля з наступним вимірюванням об'єму, проведення мікроскопічних досліджень з визначення розмірів мікропорожнин, дисперсії їх розмірів, густини їх розташування.

Основа експериментальної установки – кільцевий електромагніт, що має кільцевий сердечник, електричні обмотки, що підключаються через автотрансформатор до мережі електричного струму. Автотрансформатор регулює напругу і, відповідно, силу електричного струму в обмотках, внаслідок чого всередині електромагніта виникає магнітне поле. Показником магнітного поля є його напруга, а також магнітна індукція.

В процесі експерименту до вхідних матеріалів додавались магнітні наноскладові в співвідношенні від 0.1 до 0.3%. Процес спінювання відбувався в кільцевій магнітній камері. Сила струму в обмотках електромагніту змінювалась за допомогою автотрансформатора і перераховувалась за допомогою діаграми в індукцію магнітного поля для забезпечення величин від 1 до 3 мілі Тесла.

Результати досліджень демонструють досить істотний вплив вмісту наноскладових сумісно з дією магнітного поля на показники пористості (рис. 1, 2).

Зокрема, збільшення відсотку вмісту наноскладових веде до зменшення середнього діаметру пор, а також до збільшення їх густини. Такі ж самі ефекти виникають при зміні

магнітного поля, в межах якого відбувається виготовлення пористого матеріалу.

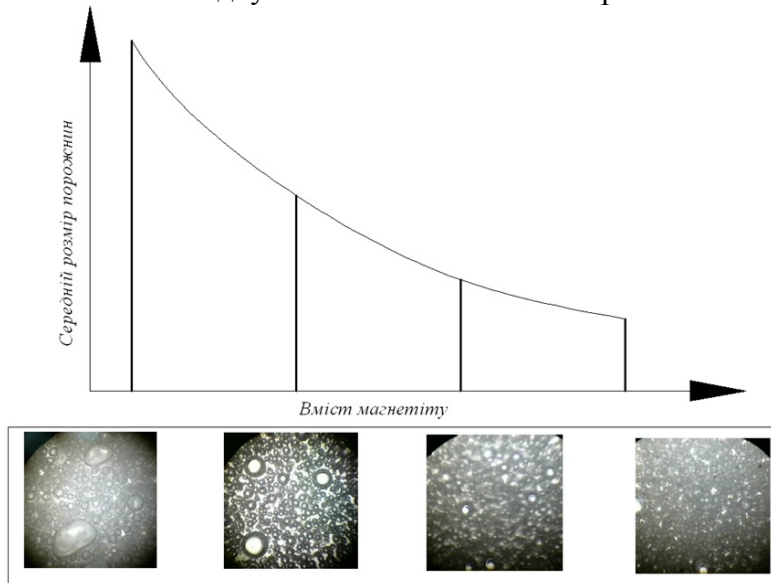


Рисунок 1 – Зниження середнього розміру пор в залежності від вмісту наноскладових

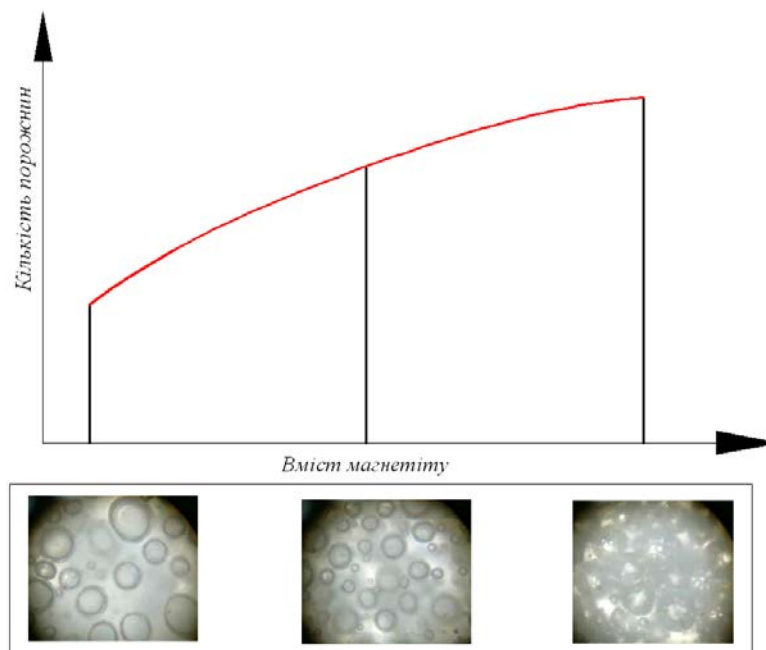


Рисунок 2 – Збільшення кількості пор в матеріалі в залежності від вмісту наноскладових

Одержані результати дозволяють побудувати моделі зміни параметрів пористості в залежності від магнітних параметрів (вмісту магнітного нанопорошку і напруження магнітного поля) і в результаті забезпечувати технологічні параметри для виготовлення матеріалів з заданою пористістю.

Список використаних джерел

1. Yan B., Zheng J., Feng L., Zhang Q., Zhang C., Ding Y., Han J., Jiang S., He S. (2023) Pore engineering: Structure-capacitance correlations for biomass-derived porous carbon materials, *Materials & Design*, Volume 229, 111904, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111904>
2. Jia X., Hua C., Yang F., Li X., Zhao P., Zhou F., Lu Y., Liang H., Xing M., Lyu G. (2023) Hydrophobic aerogel-modified hemostatic gauze with thermal management performance, *Bioactive Materials*, Volume 26, Pages 142-158, <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2023.02.017>

3. Riabchykov M., Tkachuk O., Nazarchuk L., Alexandrov A. (2023) Conditions for the open pores formation in medical textile materials for the treatment of wounds using iron oxide nanopowders. *Materials Research Express*, Volume 10, Number 1, 015401DOI 10.1088/2053-1591/acadcf

4. Riabchykov, M., Nazarchuk, L., Tkachuk, O., Stytsyuk, V. (2023) Creation of smart compression garment using magnetic nanotextiles, *Research Journal of Textile and Apparel*, Vol. ahead-of-print No. ahead-of-print. <https://doi.org/10.1108/RJTA-08-2022-0095>

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ СПЛАВІВ В СИСТЕМІ Fe-Ga-Al

Гончарук Д. А.¹, н.с., Хоменко О. В.¹, к.т.н., с.н.с.; Баглюк Г.А.¹, д.т.н., чл.-кор.НАНУ, в.о. директора; Грипачевський О. М.², к.т.н., с.н.с., с.н.с.; Новиченко В. М.³, к.т.н., с.н.с., с.н.с.

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України;

²Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України;

³Технічний центр НАН України

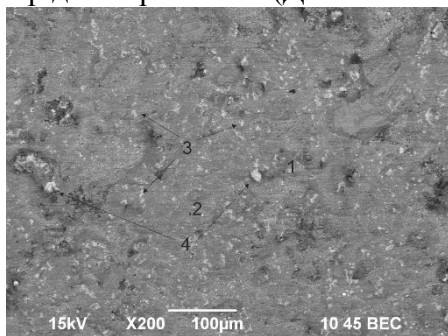
Серед алюмовмісних матеріалів найбільш поширеними в техніці є сплави алюмінію з залізом, які характеризуються високою корозійною стійкістю і міцністю [1]. Але сплави алюмінію з вмістом вище 10 % мас. Fe є непридатними для деформування, тому в техніці майже не використовуються [2]. Причиною тому є те, що в системі Al-Fe існує цілий ряд крихких інтерметалідів, ймовірність утворення яких при підвищених температурах дуже висока. Одним з напрямків розробки алюмінієвих сплавів є легування, і серед легуючих домішок перспективним є галій, який має споріднені з ним властивості. Зазвичай сфера використання галію – це напівпровідникові матеріали, та низькотемпературні сплави, але враховуючі унікальні властивості цього компоненту, потенціал його застосування значно більший [3]. Зокрема, встановлено, що галій активує поверхню алюмінію шляхом очищення її від оксидів і цю його властивість почали використовувати в розробках водневих акумуляторів [4,5]. З іншої сторони, відомі окремі дослідження Fe-Ga матеріалів, в яких розглядаються механізми стабілізації твердих розчинів на основі заліза при частковому заміщенні атомів галію алюмінієм [6,7]. В літературі відсутні систематичні дані щодо фазоутворення в потрійній системі Fe-Al-Ga в широкому інтервалі концентрацій та температур, не визначеними є параметри ґратки кристалічних структур, що формуються в цих умовах, не вивченими залишаються особливості структуроутворення потрійних сплавів в залежності від технологічних параметрів процесу їх отримання.

Метою роботи є вивчення характеру взаємодії галію в якості добавки з основними компонентами сплавів алюмінію з залізом. Галій в якості легуючої домішки в матеріали Fe-Al технологічно простіше ввести у складі лігатурного сплаву заліза з галієм. В роботі представлені результати дослідження складу і розподілу фаз в структурі зразків, отриманих сплавленням порошкового алюмінію з лігатурним сплавом складу Fe-55 мас.% Ga. Синтез лігатурного сплаву проводили шляхом сплавлення порошкового заліза з галієм при температурі 1300 °С за методикою [8]. Склад лігатурного сплаву близький до рівноважного, в структурі близько 70 % об. займають кристали інтерметаліду Fe₃Ga₄ та дрібнокристалічна суміш інтерметалідів Fe₆Ga₅ і Fe₃Ga. Зливки лігатури попередньо подрібнювали і відсіювали, використовуючи в подальшому фракції менше 100 мкм. Алюмінієвий порошок марки ПА-4 (ГОСТ 6058-73) використовували теж після відсіву на фракції менш ніж 100 мкм. Перед змішуванням обидва компоненти піддавали сушці у вакуумі при температурі 200 °С протягом 2 год і потім виготовляли суміші 3-х складів (табл.1).

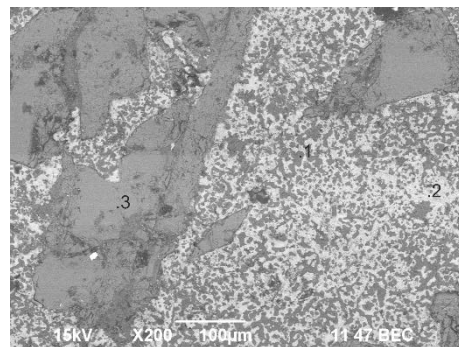
Таблиця 1

Суміш, склад №	Масове співвідношення алюмінію та лігатурного сплаву (Fe-Ga), %	Атомарний склад суміші, %		
		Al	Fe	Ga
1	50Al-50(Fe-Ga)	70	15	15
2	70Al-30(Fe-Ga)	84	8	8
3	90Al-10(Fe-Ga)	95	2,5	2,5

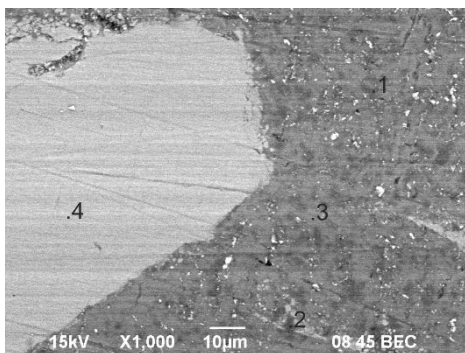
З сумішей пресували циліндричні зразки діаметром та висотою по 20 мм при зусиллі пресування 400 МПа. Пресовки розміщували в камері індукційної печі в багатопозиційному тиглі з графіту (марки МПГ-7). Камеру печі циклічно вакуумували до залишкового розрядження 10^{-1} Па і потім заповнювали аргоном (99,993 % мас. Ar, ГОСТ 10157-79) і нагрівали зразки в цьому середовищі з середньою швидкістю 40 град/хв. Всього було проведено 3 серії експериментів з ізотермічною витримкою протягом 1 ч при температурах 800, 1000 і 1200°C відповідно. Охолодження зразків здійснювалося разом з піччю. Аналіз отриманих матеріалів проводили використовуючи оптичну та електронну мікроскопію, мікрорентгеноспектральний аналіз (МРСА), та рентгенофазовий і дюрOMETричний методи. (рис.1, табл.2). Твердість зразків визначали методом Брінелля при навантаженні 0,6Н на індентор діаметром 5 мм (ДСТУ ISO 6506-1:2007).



(a)



(б)



(в)

Рисунок 1 – РЕМ-фото мікроструктури спечених зразків в залежності від складу та температури спікання:
 (а) 50% мас. Al-(Fe-Ga), 800 °C;
 (б) 70% мас. Al-(Fe-Ga), 1000 °C;
 (в) 90 % мас. Al-10(Fe-Ga), 1200 °C

Спечені зразки мають неоднорідну структуру із включеннями різного складу (див. рис.). Основний об'єм матеріалу зразків займають фази на основі Al та Ga з деякою кількістю Fe, які, ймовірно, є твердими розчинами змінного складу (див. табл.). Великі концентрації кисню, очевидно, пов'язані з залишками оксидних сполук, утвореними з компонентами сплаву під час спікання. В структурах зразків також виявлено кристали сталого складу, що включають всі три основні компонента сплаву. Аналіз дифрактограм отриманих сплавів є утрудненим через відсутність у літературі інформації щодо дифракційних піків потрібних фаз системи Al-Fe-Ga. Тому для порівняння приймалися відомі фази систем Fe-Ga та Fe-Al, а також сполуки цих елементів з киснем та вуглецем (джерелом якого є матеріал графітового тигля). Після спікання при 800 °C на

дифрактограмах зразків визначено дві основні фази - перша зберігає ОЦК-кристалічну структуру алюмінію, з деяким збільшенням міжплощинних відстаней у напрямку (200) ($a = 4,0602 \text{ \AA}$). Рефлекси другої фази відповідають суміші фаз вихідної лігатури (Fe_3Ga_4 та Fe_6Ga_5), та алюмінідів заліза (близьких до $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$). З ростом температури спікання кількість інтерметалідної фази в структурі збільшується, на дифрактограмах з'являються інтенсивні піки в області існування інтерметаліду Al_3Fe , потім зникають піки, що відповідають інтерметалідам Fe_3Ga_4 та Fe_6Ga_5 . Зі збільшенням кількості Al в складі матеріалу та ростом температури спікання інтенсифікуються процеси утворення потрійних інтерметалідів $\text{Al}_3(\text{Fe,Ga})$, близьких за будовою до Al_3Fe , а кількість твердих розчинів дещо зменшується. Можна припустити, в результаті взаємодії на межі рідкої та твердих фаз має місце перерозподіл компонентів матеріалу шляхом часткового розчинення в розплаві атомів заліза і галію із лігатурного сплаву та зворотної дифузії алюмінію в об'єм твердих фаз і формування потрійних інтерметалідів.

Таблиця 2

Результати МРСА зразків в залежності від складу та температури спікання

склад № (див. табл.1)	T, °C	Фаза (№ ділянки, див. РЕМ-фото)	Хімічний склад							
			O		Al		Fe		Ga	
			мас.%	ат.%	мас.%	ат.%	мас.%	ат.%	мас.%	ат.%
1	800	тв. розчин на основі Al (т.2, рис.(а))	6,63-7,89	22,24-25,48	4,60-5,09	9,15-9,75	1,74-1,56	1,44-1,67	85,46-87,03	63,33-66,95
		тв. розчин на основі Ga (т.3, рис.(а))	3,52-4,60	13,28-16,61	2,39-3,28	5,33-7,02	не вияв.	не вияв.	93,13-94,09	76,37-81,39
		інтерметалід $\text{Al}_{2,7}(\text{Fe,Ga})$ (т.4, рис.(а))	не вияв.	не вияв.	56,05	73,27	35,79	22,60	8,16	4,13
2	1000	інтерметалід $\text{Al}_3(\text{Fe,Ga})$ (т.3 на рис.(б))	не вияв.	не вияв.	59,66	75,55	38,39	23,49	1,95	0,96
		тв. розчин на основі Al (т.1 на рис.(б))	1,53-1,86	2,87-3,18	78,99-94,92	88,58-96,44	не вияв.	не вияв.	3,89-19,44	1,53-8,43
		тв. розчин на основі Ga (т.2, на рис.(б))	0,98-1,67	4,01-6,43	2,21-4,88	5,35-11,12	не вияв.	не вияв.	93,45-96,8	82,45-90,64
3	1200	інтерметалід $\text{Al}_3(\text{Fe,Ga})$ (т.4 на рис.(в))	2,01 - 2,55	4,19 - 5,25	58,86 - 59,19	72,22 - 72,55	37,95 - 38,79	22,38 - 23,10	0,31 - 0,34	0,14 - 0,16
		тв. розчин на основі Al (т.3 на рис.(в))	2,19 - 4,78	3,83 - 8,27	85,67 - 89,42	87,85 - 92,74	0,65 - 0,91	0,33 - 0,45	7,74 - 8,64	3,11 - 3,43

Твердість матеріалу залежить від складу і температури спікання, і максимально сягає 40-46 МПа (склад №3, 800°C). Приблизна оцінка міцності отриманих сплавів, проведена за даними вимірювання твердості показує рівень 140-167 МПа, що відповідає рівню міцності силумінових сплавів і відкриває можливості практичного застосування отриманих матеріалів в різних сферах.

1. Jasionowski R., Przetakiewicz a W., Zasada D. The cavitation erosion resistance of the B2-type Fe-Al casting alloys. *Archives of Foundry Engineering*, 2010, Vol. 10, Issue Special 1, P.P. 305-310.

2. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, Vol. 4, Issue 5, 1996, P.P. 357-375.

3. Yatsenko S.P., Pasechnik L.A., Skachkov V.M., Rubinstein G.M. Gallium: Technologies for the production and application of liquid alloys: Monograph. 2020. M. 344 p.

4. Яценко С.П., Скачков В.М., Шевченко В.Г. Получение водорода разложением воды активированным алюминием. *Журн. прикл. химии*. 2011. Т. 84. Вып. 1. С. 35-38.

5. KwangSup Eom, EunAe Cho, HyukSang Kwon. Feasibility of on-board hydrogen production from hydrolysis of Al–Fe alloy for PEMFCs. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2011, Vol. 36, Issue 19, P.P. 12338-12342
6. Golovin I.S., Cifre J. Structural mechanisms of anelasticity in Fe–Ga-based alloys. *Alloys and Compounds*. 2014, V. 584, P.P. 322–326. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.077>.
7. E. Clark, J. B. Restorff, M. Wun-Fogle, T. A. Lograsso and D. L. Schlageel, Magnetostrictive properties of body-centered cubic Fe-Ga and Fe-Ga-Al alloys. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2000, V. 36, no. 5, P. 3238-3240. [doi: 10.1109/20.908752](https://doi.org/10.1109/20.908752)
8. Гончарук Д.А., Гріпачевський О.М., Хоменко О.В., Молчановська Г.М., Максимова Г.О. Дослідження особливостей формування структури сплаву Fe - 55 % мас. Ga. *Наукові нотатки*. 2022, № 73. С. 171-177.

ФОРМУВАННЯ ГЕТЕРОГЕННИХ СТРУКТУР В ЧАВУНАХ ЛЕГОВАНИХ МІДДЮ

Гусачук Д.А., Парфентьєва І.О., Мельник Ю.А.

¹ Луцький національний технічний університет, вул. Львівська, 75, Луцьк, 43018, Україна
d.husachuk@lntu.edu.ua

Як відомо [1] значним досягненням матеріалознавства чавунів слід вважати отримання компактної чи кулястої форми графіту у виливках. Це значно розширює спектр застосування чавуну як конструкційного матеріалу, а отже дало поштовх щодо наукового обґрунтування різноманітних процесів обробки як на стадії отримання матеріалу, так і на стадіях його обробки. Зокрема, розроблені на сьогодні різноманітні процеси електроплавлення, модифікування, легування та термочасової обробки розплавів дозволяють отримувати матеріали як спеціального, так і загального призначення з високими експлуатаційними показниками, що підвищує надійність конструкцій та машин.

Чисельні дослідження останніх років показують, що в більшості технологічних процесів отримання чавунного литва, важливого значення набувають прийоми регулювання форми та характеру розподілення графітної фази в структурі виливків. На основі цього створені декілька принципів керування гетерогенною структурою сірих чавунів для отримання сплавів з функціональними властивостями [2]. Спеціальним легуванням та модифікуванням чавунного литва отримані декілька груп литих композитних матеріалів (ЛКМ), основою яких є білі та сірі чавуни. З цих позицій багатьма вченими, в цій галузі, чавуни розглянуті як складні металеві системи з безліччю структурних об'єктів, схильних до утворення динамічних дисипативних структур [3]. Така особлива природа системи, що властива чавунам як поліінформативним об'єктам на всіх структурних рівнях, дозволяє з успіхом застосувати до них відомі положення нерівноважної термодинаміки та синергетики. Інтеграція цих положень відкриває нові можливості щодо синтезу ЛКМ з високим комплексом функціональних властивостей та чітким науковим тлумаченням складних процесів і явищ, що мають місце на всіх етапах структуроутворення.

Аналіз технічної літератури свідчить про підвищену увагу серед спеціалістів до розширення меж промислового використання зносостійких матеріалів, створених на базі білих і сірих чавунів з підвищеною концентрацією міді [4, 5]. Окрему групу серед відомих литих композиційних матеріалів займають сплави, синтезовані на базі високоміцних сірих чавунів з особливою природою мікрогетерогенної структури. Накопичений в теорії та практиці досвід з використання ЛКМ показує, що експлуатаційні властивості виливків багато в чому залежать як від ступеня гетерогенності структури, так і від природи їх структурних складових.

Присутність мідь в простих та легованих чавунах сприяє покращенню їх антифрикційні властивості та підвищує стійкість проти спрацювання, що є практичним аспектом синтезу нової групи ЛКМ. У більшості, це пов'язують з формуванням в умовах тертя проміжних шарів з вмістом міді, що знижує ймовірність виникнення локальних ділянок схоплення контактних

поверхонь та зменшенням коефіцієнту тертя, особливо для сірого чавуну. Такі ефекти проявляються вже при невеликих кількостях міді 1...2 мас.%. Проте, присутність значних порцій міді в чавунах чинить складний вплив на структуроутворення як під час кристалізації, так і при виконанні термічної обробки.

Основний принципом створення гетерофазних сплавів, на основі чавуну, полягає у відомому явищі розшарування високовуглецевих розплавів при вмісті міді понад 2...3 мас.%. В дослідженнях намагались вплинути на механізм виникнення включень на основі мідистої рідини та їх еволюцію в процесі кристалізації чавунів та подальшої термічної обробки, за необхідності. Кластери графітної фази в розплавах природньо виконують роль "магнітів" для атомів міді та загалом мідистої фази. Однак при значному насиченні розплаву міддю (>5 мас.%) первинні кристаліти графіту швидко захоплюються рідкою міддю з повним їх блокуванням від основного розплаву. Така картина приводить до відомого в літературі відбілювання металевої матриці чавуну, але дозволить досягнути регулярного розподілення включень міді у виливках. Актуальним моментом в цьому напрямку можуть бути, також, процеси формування евтектичного графіту. Увагу приділяли механізму формування трояндової графітної колонії (крабоподібний графіт), контури якої набувають сферічної форми. В цій ситуації передбачали сумісне формування розеткових колоній з одночасним наповненням рідкою міддю міжрозеткових просторів. Таким чином, в ідеалі маємо розгалужене включення на основі міді, складної будови, але кулястої форми та ймовірно великих розмірів, що дасть можливість говорити про створення литого композитного матеріалу ендегенного походження.

Але за великих кількостях, мідь в Fe-C розплавах схильна до ліквідації з появою хаотично розміщених утворень, що погіршує якість чавунного литва. В наших дослідженнях та в літературі [6] відомі факти утворення полідисперсної системи зі значним коефіцієнтом полідисперсності розплавів. У виливках таке явище викликає значну різницю розмірів включень на основі міді та погіршення регулярності їх розподілення. Витримка розплавів приводить до проходження явищ седиментації, що також погіршує структуру виливків та унеможливує регуляцію їх гетерогенного стану. В експериментах було прийнято рішення порційного легування розплавів чавунів міддю з варіюванням часових витримок перед розливкою у форми. Передбачалось, також, що одним з головних факторів, що суттєво впливатиме на розподіл мідистих утворень в чавуні, є вуглецевий еквівалент, який регулювали співвідношенням вуглецю та силіцію. Комбінуючи варіанти вдалося суттєво змінити макрөгетерогенну структуру виливків. В литій структурі включення на основі міді формували особливий тип структурної складової, яка являє собою складну механічну суміш кулястої форми (рис. 1). Суттєвим результатом є досягнута регулярність розподілення таких включень. Їх розміри коливаються біля 200 мкм, що є великим значенням для традиційних Fe-C-X систем та дозволяє віднести отримані сплави до класу литих композиційних матеріалів.

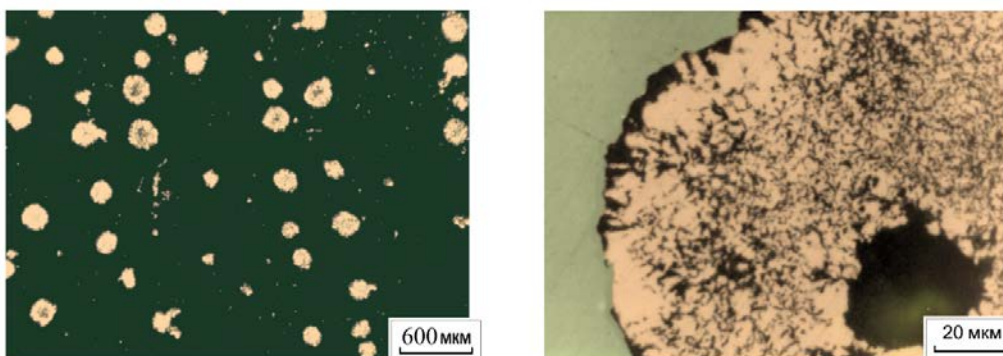


Рисунок 1 – Структура виливків чавуну легованого міддю (8...10 мас.% Cu).
Перше зображення – макрознімок в умовах фазового контрасту

Вивчаючи структуру загартованих з розплаву проб чавуну встановлено, що останні характеризуються, практично, монодисперсністю емульсії мідних крапель. Стійкість емульсійного стану і усунення можливих причин ліквідації та седиментації міді є наслідком ефекту борботації розплаву при модифікуванні магнієвими лігатурами, а також виплавка сплавів в індукційних печах, де забезпечується інтенсивне перемішування розплаву. Витримка розплавів у спокійних умовах викликає поступову седиментацію міді. Проте, в умовах переохолодження картина значно змінюється та набуває нових ознак. Зокрема, формування великих сфероїдних включень на основі мідистої фази, що представлені на фото мікроструктур, пов'язано з існуванням в розплавах сірих чавунів графітної фази чи мікрровключень неметалевої природи з високою температурою плавлення. Формування потовщеної оболонки мідистої фази навколо первинних кристалітів графіту при затвердінні виливків, є результатом евтектичної та перитектичної реакції. За структурним станом ці включення істотно відрізняються від монокристалічних крапель ϵ -фази. Високомідисті утворення у формі оболонки навколо первинного графіту, як показують результати металографічних досліджень, містять у собі численні дрібні включення графітної фази, рівномірно розподілені в її об'ємі. Результатом виділення тут дисперсних графітних кристалітів може бути значна насиченість атомами вуглецю аустенітної оболонки, що охоплювала раніше кулястий графіт. У наслідок нерозчинності вуглецю в міді під час перитектичної реакції створюються умови для рівномірного виділення дрібнодисперсних включень графіту в ϵ -фазі. Таким чином, навколо первинних кристалітів графіту кулястої форми утворюється потовщена оболонка, що складається із суміші фаз: ϵ +Г. Основу такої оболонки, що визначає більшість властивостей останньої, складає мідиста ϵ -фаза. Додаткові дослідження та результати рентгенофазного аналізу показують, що у сфероїдах крім графітної фази присутні також і інші фази, зокрема, аустеніт, сульфіди, включення домішок, частково містяться: фосфор, манган, а розчинність заліза може сягати 4 мас. %.

Отже, у дослідах, шляхом регулювання кінетичних параметрів кристалізації, вдалось досягнути формування евтектичних графітних колоній розеткового типу (type B), зростання яких супроводжувалося заміщенням аустеніту міддю з подальшим формуванням Гр+ ϵ сфероїдів. Цим вдається уникнути процесу вибіркової коалесценції та зростання коефіцієнта полідисперсності емульсії, а також седиментації міді.

Отримані композити за кількісним співвідношенням присутніх у структурі трибофаз (ϵ -Cu+(Гр + ϵ -Cu)+ Гр) наближені до одного із законів симетрії: у цьому випадку субсиметрії (1:3). При цьому самі сфероїди Гр+ ϵ за структурними ознаками характеризуються високим ступенем гетерогенності та за кількістю графіту та міді наближаються до співвідношення 50:50, тобто відповідають антисиметрії 1:1. Це надає мідистим чавунам специфічних властивостей, за рахунок здатності до ефективної дисипації зовнішньої енергії з розвитком процесів самоорганізації структури та проходження біфуркаційних перетворень. Особливий гетерофазний стан синтезованих ЛКМ якісно вирізняє їх серед добре відомих антифрикційних композитів, зокрема, компактні включення не чинять послаблюючого ефекту на металеву матрицю, а їх характер розподілення та структурно механічний стан покращує умови роботи пар тертя у різноманітних умовах контакту, у тому числі, і за умов обмеженого змащення.

Список літератури

1. Cast Iron Science and Technology, ASM Handbook, Edited By Doru M. Stefanescu, ASM International, 2017, V. 1A, <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01a.a0006315>.
2. Савуляк, В. І., Янченко О. Б. Економічні технології високоміцних графітизованих сплавів заліза : монографія. Вінниця : ВНТУ, 2014. – 160 с.
3. Структурування гетерофазних сплавів на основі чавунів, легованих міддю: монографія / Д.А. Гусачук, І.О. Парфентьєва, М.В. Дмитріюк, Ю.П. Фещук. – Луцьк : ЛНТУ, 2022. – 177 с.

4. Сучасні уявлення про структуроутворення у графітізованих чавунах (огляд) / Верховлюк А.М., Сергієнко Р.А., Щерецький О.А. та ін. *Металознавство та обробка металів*, 2018. – №1. – С. 9-22.

5. Dmytriuk, M., Husachuk, D., Parfentjeva, I., Feshchuk, Y., 2020. High-Copper Cast Irons for the Products of Tribotechnical Applied. *KEM* 864, 292–302. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.864.292>.

6. Silman, G.I., Kamynin, V.V. & Goncharov, V.V. On the mechanisms of copper effect on structure formation in cast iron. *Met Sci Heat Treat* 49, 387–393 (2007). <https://doi.org/10.1007/s11041-007-0072-z>.

THE NEWEST LOW-ALLOY TITANIUM ALLOYS

Valery KOSTIN, *Doctor of Technical Sciences, Leading Researcher Department of Physical and Chemical Research of Materials, ORCID ID: 0000-0002-2677-4667, E.O. Paton Electric Welding Institute NASU, Kyiv, Ukraine*

Dmytro LAUKHIN, *Doctor of Technical Sciences, Professor, Engineering and Generative Design Department, ORCID ID: 0000-0002-8715-0778, +380505855429, e-mail: laukhin.d.v@nmu.one, Dnipro University of Technology, Dnipro, Ukraine*

Liliia DADIVERINA, *PhD, Associate Professor, Department of Construction Organization and Management, e-mail: ORCID ID: 0000-0003-4498-2184, dadiverina.liliia@pdaba.edu.ua, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, Dnipro, Ukraine*

One of the promising areas of development of modern titanium alloy metallurgy is the development and manufacture of low-alloy titanium alloys for the aerospace industry, chemical and energy engineering, military industry, medicine. The experimental economically alloyed alloys of titanium Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe (pseudo- β -alloy) and Ti-1,5Fe-0,4O (pseudo- α -alloy) were received by electron beam melting (EBM) with intermediate capacity. Metallographic, structural, X-ray structural analysis, electron microscopic studies of the lumen were performed, thermokinetic diagrams of transformation titanium alloys were obtained and critical cooling rates were determined, physical and computer modeling of phase transformations in experimental titanium alloys was performed. It was found that the economically alloyed titanium alloy Ti - 2,8Al - 5,1Mo - 4,9Fe is a two-phase pseudo- β alloy, while the alloy Ti - 1,5Fe - O is a two-phase pseudo- α titanium alloy. It was found that in the alloy Ti - 2,8Al - 5,1Mo - 4,9Fe hardening occurs due to the formation of dispersed particles of titanium intermetallics Mo₉Ti₄ and Fe₂Ti, while in the alloy Ti - 1,5Fe - O - disperse-strengthening particles of titanium oxides Ti₃O₅, Ti₄Fe₂O and FeTiO. The economically alloyed titanium alloy Ti - 2.8Al - 5.1Mo - 4.9 Fe has higher strength values compared to the strength of the alloy Ti - 1.5Fe - O, but lower plasticity and toughness. The critical cooling rate for the experimental titanium alloy Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe is 20°C / s.

Conclusions:

1. It was established that economically alloyed titanium alloy No. 1 (Ti - 2.8Al - 5.1Mo - 4.9Fe) is a two-phase pseudo- β alloy in which the share of beta-phase titanium is 89.02% and alpha-phase titanium is 10,98%. Titanium alloy No. 2 (Ti - 1.5Fe - O) is a two-phase pseudo- α titanium alloy in which the share of the alpha phase is 90.42% and the beta phase is 9.58%.

2. It was established that in alloy No. 1 (Ti- 2.8Al - 5.1Mo - 4.9Fe) strengthening occurs due to the formation of dispersed particles of titanium intermetallics Mo₉Ti₄ and Fe₂Ti, while in alloy No. 2 (Ti - 1.5Fe - O) - dispersion-strengthening particles of titanium oxides Ti₃O₅, Ti₄Fe₂O

and FeTiO₅ (due to the increased oxygen level of 0.4% O) with a small amount of Fe₂Ti intermetallics.

3. Analysis of the results of mechanical tests showed that economically alloyed titanium alloy No. 1 (Ti– 2.8Al – 5.1Mo – 4.9 Fe) has higher strength indicators: temporary resistance to rupture – 1015 MPa, yield strength – 939 MPa compared to strength indicators of alloy No. 2 – 731 MPa and 713 MPa, respectively. But alloy No. 2 has excellent plasticity indicators: a relative elongation of 13.7% and an impact viscosity of KCV+20 - 39 J/cm².

4. The results obtained during the physical modeling of phase transformations in titanium alloys on the Gleeble 3800 device will allow with sufficient accuracy to construct the TCD of economically alloyed titanium alloys and to determine the transformation temperatures and the number of phases formed.

5. It was established that with increasing cooling rate, the amount of the α phase continuously decreases, the amount of the β phase initially increases, and after the α' phase begins to form, it decreases. The critical cooling rate for the investigated titanium alloy Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe is 20°C/s. The maximum amount of β -phase is formed in the range of cooling rates of 50...100°C/s, but at the same time, the amount of α -phase begins to increase, which limits the plastic properties of the economically alloyed titanium alloy Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe.

ФОРМУВАННЯ ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ ПІД ВПЛИВОМ ЦИКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ У ФІЗИЧНИХ ПОЛЯХ

Кашицький В.П. ^[0000-0003-2346-912X], *к.т.н., проф.*, **Садова О.Л.** ^[0000-0002-6152-5447], *к.т.н., доц.*,
Климовець О.Б. ^[0009-0002-6889-1199], *аспірант*

Луцький національний технічний університет

Вступ. Сучасний розвиток техніки та транспортних засобів неможливий без застосування полімеркомполітичних матеріалів, які забезпечують виготовлення продукції з високою питомою міцністю, фізико-механічними та експлуатаційними характеристиками. Важливе місце серед таких матеріалів займають епоксикомполіти, які застосовують для виготовлення деталей та елементів кузовів транспортних засобів, а також в якості захисних покриттів виробів.

Завдяки високій технологічності композицій на основі епоксидних олігомерів формування епоксикомполітичних виробів відбувається без застосування складної оснастки та дорогого обладнання, що сприяє швидкому налагодженню програми випуску продукції та невисокій собівартості виробів. Враховуючи високу здатність до модифікації структури епоксиолімерів, визначено оптимальний вміст наповнювачів різного гранулометричного та хімічного складу, що потребує розробки технологічного процесу формування виробів. Класична технологія формування епоксикомполітичних за допомогою твердника холодної дії передбачає застосування термічного методу структурування матриці з використанням теплової енергії, яка інтенсифікує процес утворення фізико-хімічних зв'язків та швидкий перехід системи у твердий стан. Поряд з позитивними моментами, що стосуються технології формування епоксикомполітичних виробів, існує багато невирішених задач, які пов'язані з появою мікро- та макроскопічних дефектів структури, підвищення напруженого стану системи та неоднорідного структурування епоксикомполітичного матеріалу за рахунок градієнтного розподілу та накопичення теплової енергії в об'ємі матеріалу.

Альтернативним підходом в технологічному процесі формування епоксикомпозитів є застосування енергії ультразвукового діапазону частот, віброобробки, інфрачервоного та радіаційного випромінювання, електромагнітного випромінювання надвисокочастотного діапазону, що забезпечує модифікацію структури та інтенсифікацію процесів структурування епоксикомпозитних матеріалів [1-3]. Метод структурування під впливом електромагнітного випромінювання має ряд переваг порівняно з використанням інших фізичних полів, оскільки інтенсифікація енергообміну в речовині відбувається шляхом перетворення випромінюваної енергії в кінетичну енергію коливань молекул. Це забезпечує рівномірність обробки речовини в повному об'ємі за рахунок високої стабільності енергетичного потоку внаслідок відсутності інерційності при варіюванні його потужності [4, 5], що сприяє одночасному формуванню фізико-хімічних зв'язків між компонентами епоксикомпозитної системи.

Результати досліджень. Формування композиції відбувається в результаті механічного змішування твердника з епоксидною смолою у вибраному стехіометричному співвідношенні. Сформовану композицію заливали у спеціальні форми. Попередня термічна обробка передбачає циклічне нагрівання та охолодження композицій від 5 хв до 30 хв до заданої температури. Тривалість обробки епоксидної композиції в електромагнітному полі становить 10-40 с. Для підвищення ступеня структурування епоксикомпозитних зразків застосовано ступінчастий режим основної термічної обробки: 1 год за температури 50° С, 1 год – 100° С, 4 год – 120° С.

Попередня циклічна обробка полягала у нагріванні епоксидної композиції в тепловому полі з наступним повним охолодженням до кімнатної температури або неповним охолодженням на 10-15° С з наступним нагріванням до вищої температури протягом декількох циклів.

Експериментально встановлено, що найвищі значення твердості (140-145 МПа) мають епоксиполімери, структурування яких проведено під впливом термічної обробки за умови, що кількість циклів нагрівання та охолодження дорівнює п'яти. Відповідно найнижчі значення твердості (130-135 МПа) мають епоксиполімери, що оброблені за двома циклами нагрівання та охолодження. Вищі значення твердості отримано для режимів обробки з більшою кількістю циклів нагрівання та охолодження у випадку неповного охолодження епоксидних композицій, що пов'язано з вищою рухливістю сегментів макромолекул полімерної матриці. Це забезпечує вільне переміщення активних реакційноздатних груп макромолекул епоксидної смоли та твердника в результаті, чого утворюється більша кількість хімічних зв'язків. У випадку повного охолодження відбувається фіксація стабільної структури, в якій переміщення вільних кінців макромолекул з активними радикалами є ускладненим. Відповідно кількість хімічних зв'язків, яка утворюється між кінцевими групами епоксидної складової та макромолекулами твердника є нижчою.

Проведення термічної обробки з великою кількістю циклів є технологічно складним процесом, оскільки механічні характеристики зростають в межах 5-8 %, а додаткова витримка є не вигідною через зростання енергетичних затрат та підвищення собівартості продукції.

Значення ударної в'язкості епоксиполімерів після циклічної термічної обробки становлять 3,5-3,7 Дж/м². При цьому кількість обробок відповідає 3-5 циклам з повним охолодженням системи до кімнатної температури. Підвищення даної характеристики відбувається у випадку застосування двох циклів нагрівання та неповного охолодження композиції. Неповне охолодження зберігає запас теплової енергії в системі, що забезпечує рухливість сегментів макромолекул, які за наступного циклу нагрівання здатні до вільного переміщення. Це призводить до утворення максимальної кількості фізико-хімічних зв'язків в просторовій сітці полімеру та формування структури з низьким рівнем напруженого стану.

Аналогічна ситуація чітко прослідковується у випадку обробки епоксиполімерної системи в електромагнітному полі. Встановлено, що найвищі значення механічних характеристик епоксиполімерів отримано за умови витримки композиції протягом 30 с на першому етапі з наступним охолодженням до оптимальної температури 25-30 °С. При цьому охолодження забезпечує видалення надлишкової теплової енергії, яка негативно впливає на рівномірність процесу структурування та формування однорідної полімерної сітки. Визначено, що оптимальна температура визначає мінімальну кількість теплової енергії, яка необхідна для формування однорідної структури. Застосування циклічного режиму обробки забезпечує регулювання кількості теплової енергії, яка інтенсифікує процес структурування епоксиполімерів та епоксикомпозитів.

Список літератури

1. The influence of electromagnetic field microwave on physical and mechanical characteristics of CFRP (carbon fiber reinforced polymer) structure / I. Zlobina, N. Bekrenev // *Materials Engineering and Technologies for Production and Processing II: Solid State Phenomena*, (Trans Tech Publications Ltd, 2016), Vol 870, pp. 101–106.
2. Buketov A.V., Saponov O.O., Brailo M.V., Aleksenko V.L. Influence of the ultrasonic treatment on the mechanical and thermal properties of epoxy nanocomposites // *Materials Science*. – Vol. 49, Number 5. – 2014. – P. 696-702.
3. Savchuk P., Matrunchyk D., Kashytskyi V., Sadova O., Moroz I. The influence of ultrasonic treatment on the mechanical properties of epoxy composites modified with fine powder of titanium oxide. *Proceedings of the XXII International Scientific and Practical Conference «International Trends in Science and Technology»*, Vol.1, February 28, 2020, Warsaw, Poland P. 13-20.
4. The structuring of tribotechnical epoxy composite materials in the electromagnetic field / P.P. Savchuk, V.P. Kashytskyi, M.D. Melnychuk, O.L. Sadova // *Functional Materials*. – Vol. 26, Issue 3. – 2019. – P. 621-628.
5. Preparation of crystallites for oriented poly(lactic acid) films using a casting method under a magnetic field // Hara S., Watanabe S., Takahashi K., Shimizu S. *Polymers* 2018, 10 (10), 1083.

ХАРАКТЕРИСТИКА, ДОЦІЛЬНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ НІКЕЛЕВИХ СУПЕРСПЛАВІВ В ІНДУСТРІЇ

**Стречен А.С., студент, Пуць В.С., к.т.н., доц.,
Середюк М.Р. студент, Мартинюк В.Л., к.т.н., доц.,
Луцький національний технічний університет**

Нікелеві суперсплави відіграють значну роль у сучасній промисловості, особливо в таких галузях, як авіакосмічна промисловість, виробництво електроенергії та газотурбінні двигуни. Ці сплави відомі своєю винятковою міцністю, стійкістю до високих температур і стійкістю до корозії, що робить їх ідеальними для вимогливих застосувань.

В аерокосмічній промисловості нікелеві суперсплави широко використовуються у виробництві турбінних двигунів, де вони витримують екстремальні температури та навантаження. Ці сплави дозволяють двигунам ефективно працювати при високих температурах, підвищуючи паливну ефективність і продуктивність. Вони використовуються в таких компонентах, як лопатки турбін, камери згоряння та камери допалювання.

Виробництво електроенергії є ще одним сектором, який широко використовує нікелеві суперсплави. Газові турбіни, що використовуються на електростанціях, потребують матеріалів, які можуть витримувати високі температури та тиск. Нікелеві суперсплави забезпечують чудовий опір повзучості, що дозволяє газовим турбінам надійно працювати

протягом тривалого часу. Ці сплави використовуються в турбінних лопатках, лопатках та інших критичних компонентах.

Нафтогазова промисловість також покладається на суперсплави нікелю для таких застосувань, як бурове обладнання, свердловинні інструменти та клапани. Ці сплави забезпечують стійкість до корозійних середовищ, високого тиску та високих температур, які зустрічаються під час розвідки та видобутку нафти та газу.

Окрім цих галузей промисловості, нікелеві суперсплави знаходять застосування в хімічній обробці, на атомних електростанціях та інших високотемпературних середовищах, де стійкість до корозії та міцність є важливими.

Розробка та використання нікелевих суперсплавів є постійною сферою досліджень та інновацій. Нові сплави і технології виробництва продовжують досліджуватися, щоб підвищити продуктивність і задовольнити постійні потреби різних галузей промисловості.

Monel K-500 – це тип нікелево-мідного сплаву, який забезпечує чудову стійкість до корозії та високу міцність. Він належить до сімейства сплавів Monel, які відомі своєю стійкістю до широкого діапазону корозійних середовищ, включаючи морську воду, хімічні речовини та кислоти. Monel K-500 спеціально розроблений для забезпечення підвищених механічних властивостей порівняно з іншими сплавами Monel.

Деякі основні характеристики та властивості Monel K-500:

Склад: Monel K-500 переважно складається приблизно з 65-70% нікелю та 29-33% міді. Він також містить невелику кількість інших елементів, таких як алюміній і титан, які сприяють його підвищеній міцності та твердості.

Стійкість до корозії: Monel K-500 демонструє чудову стійкість до корозії в різних середовищах, включаючи морську воду, кислотні розчини та промислову атмосферу. Він особливо стійкий до корозії, спричиненої сірчаною та соляною кислотами, що робить його придатним для застосувань, де присутні ці корозійні речовини.

Висока міцність: Monel K-500 забезпечує вищу механічну міцність порівняно з іншими сплавами Monel. Це досягається за допомогою процесу, який називається старінням або дисперсійним зміцненням. Сплав спочатку відпалюють, а потім піддають термічній обробці, в результаті якої виділяються інтерметалічні сполуки. Цей процес підвищує міцність і твердість сплаву, зберігаючи його стійкість до корозії.

Міцність і довговічність: Monel K-500 має чудову міцність, що робить його стійким до ударів і втоми. Він може витримувати високу швидкість води та пари, що робить його придатним для морських застосувань, таких як гребні вали, вали насосів і компоненти клапанів.

Немагнітний: Monel K-500 є немагнітним, що є бажаною властивістю в певних сферах застосування, наприклад в електронному та електричному обладнанні, де магнітні перешкоди повинні бути мінімізовані.

Застосування: завдяки своїй стійкості до корозії та високій міцності Monel K-500 широко використовується в різних галузях промисловості, включаючи морську, хімічну, нафтогазову, аерокосмічну та електротехнічну. Він знаходить застосування в компонентах насосів і клапанів, кріпленнях, пружинах, валах, електронних компонентах і морському обладнанні.

Monel K-500 є універсальним сплавом, який поєднує чудову стійкість до корозії з покращеними механічними властивостями, що робить його придатним для вимогливих застосувань, де потрібні міцність, довговічність і стійкість до корозійного середовища.

Inconel — це сімейство суперсплавів на основі нікелю, відомих своєю винятковою стійкістю до високих температур, корозії та окислення. Ці сплави зазвичай використовуються в екстремальних умовах, де звичайні метали вийшли б з ладу. Сплави

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

Inconel складаються переважно з нікелю зі значною кількістю хрому, заліза та невеликих добавок інших елементів.

Важливо відзначити, що доступні різні види сплавів Inconel кожен з яких має певний склад і властивості, призначені для різних застосувань.

Деякі з найпоширеніших марок Inconel:

- Inconel 600: Типовий матеріал для застосувань, де вимагаються високі механічні властивості у поєднанні з корозійною стійкістю та жароміцністю.
- Inconel 625: Кислотостійкість, добра зварюваність;
- Inconel 690: Завдяки низькому вмісту кобальту для атомної галузі;
- Inconel 718: Добра зварюваність, висока корозійна стійкість;
- Inconel X-750: Зміцнюваний сплав, що добре себе зарекомендував як при високих, так і криогенних температурах;
- Inconel 751: Завдяки підвищеному вмісту алюмінію має підвищену стійкість при високих температурах;
- Inconel 939: Добра зварюваність.

Аналогами Inconel є сплави марок ХН60ВТ (Inconel 600, Inconel 601), ХН56МВКЮ (Inconel 617), ХН75МБТЮ (Inconel 625), ХН60Ю (Inconel 718), ХН70МВТЮБ (Inconel X-750), ХН80ТБЮ, ХН73МБТЮ за ГОСТ 5632-72

Ключові аспекти та властивості сплавів Inconel:

Склад: сплави Inconel переважно складаються з нікелю, який зазвичай становить від 50% до 70% складу сплаву. Вони також містять значну кількість хрому (до 25%), який забезпечує стійкість до окислення та корозії. Залізо додається для підвищення міцності, а також менші кількості інших елементів, таких як молібден, мідь, титан і алюміній, можуть бути присутніми для посилення певних властивостей.

Стійкість до високих температур: сплави Inconel спеціально розроблені, щоб витримувати високі температури без втрати своїх механічних властивостей. Вони виявляють відмінну міцність і стійкість до термічної повзучості (деформація під час тривалого впливу високих температур) і термічної втоми (втоми, викликані коливаннями температури). Здатні працювати в середовищах, де температура коливається від криогенних рівнів до значно вище 1000°C (1832°F). Ця властивість робить їх придатними для таких застосувань, як газові турбіни, реактивні двигуни та теплообмінники.

Таблиця

Хімічний склад суперсплавів Inconel

Inconel	Хімічний елемент (% за масою)														
	Ni	Cr	Fe	Mo	Nb	Co	Mn	Cu	Al	Ti	Si	C	S	P	B
600 ^[3]	72,0	14,0-17,0	6,0-10,0				1,0	0,5			0,5	0,15	0,25015		
617 ^[4]	44,2-56,0	20,0-24,0	3,0	8,0-10,0		10,0-15,0	0,5	0,5	0,8-1,5	0,6	0,5	0,15	0,015	0,015	0,006
625 ^[5]	58,0	20,0-23,0	5,0	8,0-10,0	3,15-4,15	1,0	0,5		0,4	0,4	0,5	0,1	0,015	0,015	
718 ^[6]	50,0-55,0	17,0-21,0	balance	2,8-3,3	4,75-5,5	1,0	0,35	0,2-0,8	0,65-1,15	0,3	0,35	0,08	0,015	0,015	0,006
X-750 ^[7]	70,0	14,0-17,0	5,0-9,0		0,7-1,2	1,0	1,0	0,5	0,4-1,0	2,25-2,75	0,5	0,08	0,01		

Стійкість до корозії та окислення: сплави Inconel забезпечують виняткову стійкість до корозії та окислення в широкому діапазоні середовищ, включаючи сильну спеку, кислоти, луги, морську воду та корозійні гази. Високий вміст хрому утворює на поверхні сплаву захисний оксидний шар, який запобігає подальшій деградації.

Міцність і в'язкість: сплави Inconel зберігають свою міцність і в'язкість при підвищених температурах, що робить їх придатними для таких застосувань, як газові турбіни, реактивні двигуни та теплообмінники. Вони демонструють відмінні механічні

властивості, включаючи високу міцність на розрив, стійкість до втоми та міцність на повзучість.

Стійкість до термічного розширення: сплави Inconel мають низький коефіцієнт теплового розширення, тобто вони відносно менше розширюються та стискаються при зміні температури. Ця властивість допомагає підтримувати стабільність розмірів і запобігає утворенню тріщин і деформацій під час застосування при високих температурах.

Зварюваність: сплави Inconel можна зварювати різними способами, включаючи зварювання газовою вольфрамовою дугою (GTAW) і плазмове дугове зварювання (PAW). Однак для деяких марок Inconel може знадобитися попередній нагрів або термічна обробка після зварювання, щоб забезпечити оптимальну міцність і цілісність зварного шва.

Застосування: сплави Inconel знаходять широке застосування в таких галузях, як аерокосмічна промисловість, хімічна обробка, виробництво електроенергії, нафтогазова промисловість і морська техніка. Вони використовуються в аерокосмічній галузі та авіації для таких компонентів, як турбінні лопати, камери згоряння та вихлопні системи. У хімічній промисловості вони використовуються в реакторах, клапанах і системах трубопроводів. Інші застосування включають газові турбіни, ядерні реактори, теплообмінники та високотемпературні пружини.

Сплави Inconel пропонують унікальне поєднання високотемпературної міцності, стійкості до корозії та довговічності, що робить їх незамінними в складних умовах, де надійність і продуктивність є критичними.

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТРАНСПОРТНИХ ЗАСОБІВ ЗА РАХУНОК ЗАСТОСУВАННЯ ЕПОКСИДНИХ ПОКРИВІВ

¹Букетов А.В., *д.т.н., професор*, ¹Клевцов К.М., *д.т.н., професор*,

²Голотенко О.С., *к.т.н., доцент*

¹Херсонська державна морська академія (Україна)

²Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя (Україна)

Постановка проблеми. Виробнича діяльність промислових суден найчастіше відбувається у складних метеорологічних умовах, особливо при необхідності їх швартування у відкритому морі. Тому тільки добре організоване технічне обслуговування та ремонт суден промислового флоту можуть забезпечити планову тривалість їх перебування в морі при виконанні планових завдань.

Перспективним при капітальному чи поточному ремонті є застосування полімерних композитів. Це дозволяє суттєво поліпшити експлуатаційні характеристики комплексів та механізмів під впливом статичних і динамічних навантажень. Актуальним є використання полімерних композитних матеріалів на основі епоксидних зв'язувачів. Це зумовлює формування матеріалів з підвищеними експлуатаційними характеристиками, які регулюються вмістом їх інгредієнтів.

Мета роботи – встановити вплив модифікатора парааміноазобензолу на адгезійну міцність епоксидної матриці до металевої основи.

Результати дослідження та їх обговорення. Встановлено, що адгезійна міцність при відриві епоксидної матриці від сталюї основи становить $\sigma_a = 24,8$ МПа, а залишкові напруження – $\sigma_z = 1,4$ МПа. Показано, що введення у епоксидний зв'язувач модифікатора парааміноазобензолу приводить до поліпшення адгезійних властивостей матеріалів. Зокрема, введення у олігомер модифікатору за незначного вмісту ($q = 0,10 \dots 0,25$ мас.ч.) приводить до підвищення показників адгезійної міцності матеріалів від сталюї основи від $\sigma_a = 24,8$ МПа до $\sigma_a = 28,4 \dots 32,0$ МПа. При подальшому збільшенні вмісту модифікатора ($q = 0,50 \dots 0,75$ мас.ч.) спостерігали монотонне підвищення показників адгезійної міцності до $\sigma_a = 42,5 \dots 42,8$ МПа. Максимальне збільшення адгезійної ($\sigma_a = 43,7$ МПа) спостерігали за

вмісту добавки у кількості $q = 1,0 \dots 1,5$ мас.ч.. Надалі збільшення вмісту добавки до $q = 2,0$ мас.ч. призводить до суттєвого погіршення адгезійних властивостей матеріалів. У цьому випадку адгезійна міцність матриці становить $\sigma_a = 37,2$ МПа. Наведені вище результати дослідження дозволяють констатувати про позитивний вплив модифікатора, особливо за його незначних концентрацій, на перебіг процесів структуроутворення матриці, що, як наслідок, забезпечує поліпшення її адгезійних властивостей до сталюї основи.

Не менш важливим є дослідження залишкових напружень у покритвах. Встановлено, що значення залишкових напружень у матриці становить $\sigma_3 = 1,4$ МПа. Уведення модифікатора у кількості $q = 0,10 \dots 0,25$ мас.ч. призводить до незначного збільшення залишкових напружень до $\sigma_3 = 2,0 \dots 2,2$ МПа. При введенні модифікатора у кількості $q = 0,5 \dots 1,5$ мас.ч. залишкові напруження значно зростають і становлять $\sigma_3 = 2,4 \dots 3,2$ МПа, досягаючи максимуму на кривій залежності « $\sigma_3 - q$ ». Слід зазначити, що при цьому адгезійна міцність при відриві у цьому випадку також збільшується. Подальше збільшення кількості модифікатора до $q = 2,0$ мас.ч. призводить до суттєвого зменшення залишкових напружень до $\sigma_3 = 2,6$ МПа.

Висновки. Встановлено оптимальний вміст модифікатора парааміноазобензолу в епоксидній матриці з поліпшеними адгезійними властивостями. Доведено, що для формування покриттів з покращеними адгезійними властивостями необхідно у епоксидний олігомер (100 мас.ч.) вводити модифікатор у кількості 1 мас.ч. У цьому випадку формується матеріал, який відзначається наступними властивостями: адгезійна міцність – $\sigma_a = 43,7$ МПа, залишкові напруження – $\sigma_3 = 2,8$ МПа.

КЕРАМІЧНА ПОРОШКОВА ЛІГАТУРА ДЛЯ СТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОЇ ТА ПЛАСТИЧНОЇ СТАЛІ

Гадзира М.П., доктор технічних наук, с.н.с, **Давидчук Н.К.**, старший науковий співробітник, к.т.н, **Тимошенко Я.Г.**, старший науковий співробітник, к.т.н. **Пінчук М.О.**, молодший науковий співробітник

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України
вул. Академіка Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна
dep14@ipms.kiev.ua

Нанорозмірний карбід кремнію може активно відновлювати оксиди металів з утворенням силіцидів і карбідів та виконувати роль лігатур в формуванні високоміцної та пластичної сталі [1,2]. Особливо важливим є використання рудного концентрату замість оксидів металів для створення високоефективних та дешевих нанорозмірних порошкових лігатур для розробки перспективних сталей. Однією з особливостей яких є набуття властивостей лише після гарячої пластичної деформації, стабільність яких зберігається при нагріванні понад 600 °С. Поєднання високих параметрів межі плинності (до 900 МПа) та пластичності (до 20%) зумовлено формуванням високодисперсної перлітної структури сталі, що забезпечується введенням нанорозмірної порошкової лігатури на основі карбиду кремнію та відновленого вольфрамиту [3].

Метою дослідження є вивчення впливу синтезованої порошкової лігатури в системі карбід кремнію-агломерат марганцевий на формування властивостей сталі після гарячої пластичної деформації.

Синтез лігатури проводили при температурі 1600 °С в індукційній печі в проточному аргоні при співвідношенні компонент 1:1 (SiC: агломерат марганцевий (марка АМ 2)). Синтезований продукт гомогенізували в двохвалковому планетарному млині в фарфоровому барабані з використанням твердосплавних кульок протягом 24 годин. Рентгенівським аналізом встановлено формування полі фазної структури синтезованого порошкового

продукту (рис. 1). Виплавку зливків сталі проводили з використанням порошкового заліза марки ПЖР 3М та 1-3% синтезованого продукту в системі карбід кремнію-агломерат марганцевий в індукційній печі при температурі 1750 °С. Для цього використовували брикетовані порошкові композиції, які розміщували в засипку із оксиду алюмінію, що виконувала роль гарнісажу при сплавленні заліза, модифікованого порошковою лігатурою. Ковку зливків проводили при температурі 800 °С з формуванням прямокутних зразків товщиною 15 мм. Виготовлення зразків для дослідження властивостей на розтяг здійснювали згідно встановлених стандартів.

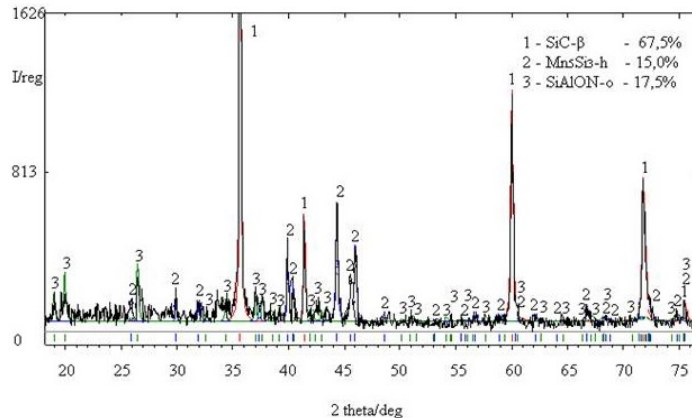


Рис. 1 – Фрагмент рентгенограми синтезованої порошкової лігатури в системі 50SiC- 50 агломерат марганцевий при температурі 1600 °С протягом 30 хв.

Досліджувані зразки перед проведенням тестування на розтяг проходили відпал при температурі 550 °С протягом 2 годин. Згідно представленої діаграми залежності напруги від деформації (рис. 2) відбувається зростання межі плинності при несуттєвому зменшенні пластичності при зростанні вмісту лігатури.

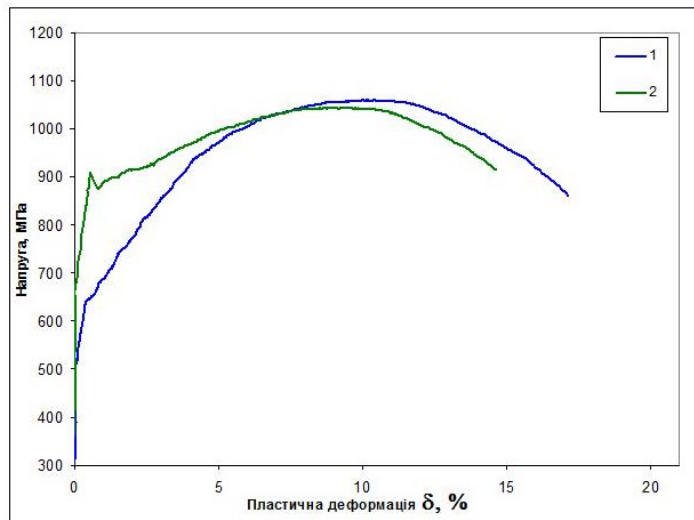


Рисунок 1 – Діаграма залежності напруги від деформації зразків сталі, модифікованої 1% (1) та 2 % (2) синтезованої порошкової лігатури в системі 50SiC-50 агломерат марганцевий

Зростання вмісту лігатури від 1 до 3 % супроводжується зростанням межі плинності від 580 до 1004 МПа (табл. 1) при зменшенні пластичності від 17 до 11 %, що свідчить про формування високодисперсного структурного стану, відповідального за поєднання високих параметрів міцності та пластичності [3].

Таблиця 1

Характеристики сталі, модифікованої синтезованою порошковою лігатурою в системі 50SiC-50 агломерат марганцевий

Вміст лігатури, %	Межа плинності, $\sigma_{0.2}$, МПа	Пластичність, %
1	580±20	17±0.5
2	760±20	15±0.5
3	1004±20	11±0.5

Аналіз досягнутих характеристик сталі свідчить про можливе практичне її застосування при виробництві труб, торсіонів, плунжерів, деталей спеціальної техніки.

Список літератури

1. Я.Г.Тимошенко, М.П.Гадзира, Н.К.Давидчук, М.О.Пінчук, В.Б. Галямін Структурування сталі, отриманої легуванням заліза композиційним порошком на основі карбіду кремнію // Порошкова металургія. – 2021.- № 05/06, С.82-91
2. Ахонін, В.О. Березос, А.Ю. Северин, М.П. Гадзира, Я.Г. Тимошенко, Н.К. Давидчук. Одержання способом електронно-променевої плавки зливків заліза, легованого карбідом кремнію // Сучасна електрометалургія. -2020.- №3, С. 24-29
3. Пашинський В.В., Гадзира М.П., Ахонін С.В., Тимошенко Я.Г., Березос В.О. Особливості формування мікроструктури та механічних властивостей модифікованої наночастинками сталі 20, отриманої способом електронно-променевої плавки // Сучасна електрометалургія.- 2022.- № 2. С. 50-57

АДГЕЗІЙНА МІЦНІСТЬ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ, НАПОВНЕНИХ НАНОДИСПЕРСНИМ КОНДЕНСОВАНИМ ВУГЛЕЦЕМ

¹Сапронов О.О., д.т.н., проф. (ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1115-6556>),

²Шаранов В.Д., викладач, ¹Сапронова А.В., PhD., ¹Сметанкін С.О., PhD.

Херсонська державна морська академія, Україна

²*Дунайський інститут національного університету «Одеська морська академія», Україна*

Вступ. Використання епоксидних захисних покриттів, наповнених нанорозмірними добавками, є одним із надійних способів забезпечення тривалого часу експлуатації металевих поверхонь транспортної техніки. Раціональне введення нанодисперсних наповнювачів у епоксидний зв'язувач дозволяє суттєво поліпшити показники адгезійної та когезійної міцності за рахунок значної питомої площі поверхні, а також наявності активних функціональних груп у їх структурі і на поверхні. Окрім того, наночастки, які присутні у полімері можуть заповнювати пори і тріщини в покритті, утворюючи бар'єр для вологи та інших агресивних середовищ, що можуть спричинити корозію. Отже, поліпшення адгезійної і когезійної міцності полімерних покриттів шляхом раціонального введення нанорозмірного наповнювача дозволить підвищити термін експлуатації транспортної техніки.

Постановка задачі. Дослідити динаміку зміни адгезійної міцності залежно від вмісту нанонаповнювача.

Результати досліджень. Для створення полімерних матеріалів використовували епоксидний зв'язувач ЕД-20, полімеризацію якого проводили з використанням твердника поліетиленполіаміну ПЕПА. Додатково використовували нанодисперсний конденсований вуглець, дисперсністю 10...16 нм.

Адгезійну міцність матриці до металеві основи досліджували згідно ASTM D897-08, вимірюючи руйнівне напруження («метод грибків») при рівномірному відриві пари склеєних зразків згідно методики описаної у праці. Вимірювали силу відривання клейових з'єднань сталевих зразків на автоматизованій розривній машині УМ-5 при швидкості навантаження $v = 10$ Н/с. Діаметр робочої частини сталевих зразків при відриві становив – $d = 25$ мм.

У процесі експериментальних досліджень вміст нанонаповнювача змінювали у межах $q = 0,010 \dots 0,100$ мас.ч. Введення у епоксидну матрицю нанонаповнювача у кількості $q = 0,010$ мас.ч. суттєво не впливає на показники адгезійної міцності, позаяк адгезійна міцність збільшується від $\sigma_a = 24,4$ МПа (для епоксидної матриці) до $\sigma_a = 24,6$ МПа. При цьому поверхня руйнування адгезійного з'єднання подібна до епоксидної матриці, тобто має адгезійний характер. Це свідчить про високі значення залишкових напружень, які подібні до значення епоксидної матриці – $\sigma_3 = 1,4$ МПа. Збільшення кількості нанонаповнювача до $q = 0,025 \dots 0,075$ мас.ч. забезпечує зміну характеру руйнування адгезійного з'єднання. Тобто, спостерігали перехід від адгезійного руйнування поверхні зразків (пари скляних грибків) до когезійного, що пов'язано із високою поверхневою енергією, обумовленою питомою площею поверхні наночастинок – $290 \dots 480$ м²/г. Таким чином спостерігали максимальні значення адгезійної міцності $\sigma_a = 32,2 \dots 36,5$ МПа. При веденні наночастинок у епоксидний зв'язувач понад $q = 0,075$ мас.ч. спостерігали зменшення адгезійної міцності до $\sigma_a = 29,38$ МПа, а також перехідний характер руйнування – адгезійно-когезійний. Комплексна оцінка таких полімерів може свідчати про агломерування наповнювача у епоксидному зв'язувачі, що призводить до зниження показників адгезійної міцності.

Висновки. Встановлено, що для формування полімерних матеріалів із поліпшеними показниками адгезійної міцності необхідно у епоксидний зв'язувач вводити нанодисперсний конденсований вуглець за вмісту $q = 0,025 \dots 0,075$ мас.ч.

Публікація містить результати досліджень, що фінансувалися у рамках іменної стипендії Верховної Ради України для молодих учених – докторів наук за 2022 рік (Постанова Верховної Ради України від 01 грудня 2022 року № 2791-IX).

СТІЙКІСТЬ ДО ЗМІННИХ ТЕМПЕРАТУР ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ, НАПОВНЕНИХ НАНОДИСПЕРСНИМ КОНДЕНСОВАНИМ ВУГЛЕЦЕМ

Сапронов О.О., д.т.н., проф. (ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1115-6556>),
Якущенко С.В., PhD., Браїло М.В., к.т.н., доц., Сапронова А.В., PhD.,
Соценко В.В., асистент, Юренін К.Ю., асистент
Херсонська державна морська академія, Україна

Вступ. Вивчення температурної залежності наповнених композитних матеріалів є важливим при ремонті деталей транспорту, особливо коли вони експлуатуються при різних температурах. Один з основних показників, що використовується для визначення та дослідження зміни температурної залежності полімерних матеріалів є термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР). При підвищенні температури, амплітуда коливань атомів і молекул збільшується, а також відбувається їх зміщення від положення рівноваги. Це призводить до зміни розмірів полімерних матеріалів. Тому, вагомим при розробці захисних покриттів є дослідження динаміки зміни термічного коефіцієнту лінійного розширення залежно від вмісту наповнювачів різної фізико-хімічної природи і дисперсності.

Постановка задачі. Дослідити динаміку зміни термічного коефіцієнту лінійного розширення залежно від вмісту нанодисперсного конденсованого вуглецю.

Результати досліджень. Для формування полімерних матеріалів використовували епоксидний олігомер ЕД-20, який затверджували при кімнатній температурі з використанням твердника поліетиленполіаміну (ПЕПА). Для підвищення теплофізичних властивостей композитних матеріалів використовували нанодисперсний конденсований вуглець (дисперсність 10...16 нм), за вмісту $q = 0,010 \dots 0,100$ мас.ч. Термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) матеріалів розраховували згідно ISO 11359-2 за кривою залежності відносної деформації від температури, апроксимуючи цю залежність експоненціальною функцією. Відносну деформацію визначали за зміною довжини зразка при підвищенні температури у стаціонарних умовах. Розміри зразків для дослідження: $65 \times 7 \times 7$ мм, непаралельність шліфованих торців складала не більше 0,02 мм. Перед дослідженням

вимірювали довжину зразка з точністю $\pm 0,01$ мм. Швидкість підйому температури становила $v = 2$ К/хв.

Встановлено, що із зростанням температури ТКЛР розроблених полімерів збільшується, що пов'язано із релаксаційними процесами, які відбуваються при різних температурних переходах. Показано, що у склоподібному стані спостерігали зменшення ТКЛР полімерного матеріалу від $\alpha = 6,30 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ до $\alpha = 5,65 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ при введенні добавки за вмісту $q = 0,010$ мас.ч. При цьому найменше значення ТКЛР ($\alpha = 5,65 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$) у склоподібному стані спостерігали при введенні $q = 0,050$ мас.ч. нанонаповнювача. Також спостерігали найменше значення ТКЛР при введенні $q = 0,050$ мас.ч. нанонаповнювача у високоеластичному стані – $\alpha = 6,01 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$. Водночас у діапазоні температур $\Delta T = 303 \dots 423 \text{ K}$ і $\Delta T = 303 \dots 473 \text{ K}$ – спостерігали підвищення ТКЛР полімерів у 1,3 рази порівняно з попередніми діапазонами температур.

Висновки. Експериментально доведено, що зміна термічного коефіцієнту лінійного розширення пов'язана із швидкістю перебігу релаксаційних процесів. Показано, що оптимальний вміст нанодисперсного наповнювача становить 0,050 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20 і 10 мас.ч. твердника ПЕПА. За такого вмісту формуються полімерні матеріали, які характеризуються найменшим значенням термічного коефіцієнту лінійного розширення у досліджуваних діапазонах – $\Delta T = 303 \dots 323 \text{ K}$, $\Delta T = 303 \dots 373 \text{ K}$, $\Delta T = 303 \dots 423 \text{ K}$, $\Delta T = 303 \dots 473 \text{ K}$.

Публікація містить результати досліджень, проведених у рамках НДДКР молодих вчених «Спрямоване керування структуроутворенням нановуглецевмісних полімерних композитів для підвищення експлуатаційних характеристик транспорту» (№ д.р. 0121U107610).

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ З ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ УМОВ МОДИФІКАЦІЇ ДЕРЕВИНИ

Верешко О.В., старший викладач

Луцький національний технічний університет

Гомон Св.Св., д.т.н., професор

Національний університет водного господарства та природокористування

Деревина є і буде багато років залишатися пріоритетним композиційним природним матеріалом для багатьох галузей народного господарства України та світу. Такий матеріал в багатьох випадках працює в агресивних середовищах, в тому числі і кислотних. В порівнянні з іншими матеріалами такими як метал, бетон, залізобетон є більш стійким до агресивних кислотних середовищ, тому в багатьох випадках доцільно використовувати деревину при роботі за таких умов. З іншого боку ми можемо прагнути поліпшити фізико-механічні властивості деревини для ще більш стійкішої роботи за таких умов експлуатації та підвищення механічних характеристик. Цього можливо досягти модифікуючи деревину різними компонентами.

В минулому ми провели вже ряд експериментальних досліджень модифікуючи листяні та хвойні породи деревини полімерною композицією «силор» [1,2,3]. Було встановлено, що за поверхневої та глибинної модифікації міцнісні та деформівні властивості значно поліпшуються. Зазначимо, що такі дослідження ми проводили за нормальних умов експлуатації, а не під дією агресивного середовища. Було також встановлено, що максимально поліпшуються механічні характеристики за глибинної модифікації в автоклаві.

Нашою подальшою метою було підвищення фізико-механічних властивостей деревини в активному кислотному середовищі. Такі дослідження ми також плануємо провести модифікуючи деревину «силором» глибинним способом. При цьому ми будемо варіювати такими факторами як тиск просочення полімерної композиції в тіло деревини, час просочення, а також температурою висихання зразків. Такі показники дозволять встановити

оптимальні умови модифікації та максимально підвищити фізико-механічні властивості деревини для роботи в активних кислотних середовищах.

Для вирішення поставлених задач було виготовлено зразки 1 сорту суцільної деревини вигляді призм перерізом 30x30x120 мм. Випробуванню піддавались породи деревини сосни та берези. Дерева, з яких були виготовлені зразки, були вирощені в лісах Волинської області. Вік деревини складав приблизно 60 років. Просочення дослідних зразків полімерною композицією «СИЛОР» виконували за допомогою автоклава за різного тиску та часу просочення.

Експериментальні дослідження проводили на випробувальній машині СТМ-100. Всі зразки випробовувались за одноразового короткочасного осьового стиску вздовж волокон та при температурі навколишнього середовища 20⁰С.

Для проведення експериментальних досліджень використовувалась методика планування експерименту.

Список літератури

1. Yasniy P., Gomon S. Timber with improved strength and deformable properties. *Scientific Journal of Ternopil National Technical University*. Ternopil: TNTU, 2020. Vol 99. No3. P. 17–27.
2. Гомон С.С., Савчук В.О. До визначення оптимального часу просочення полімерної композиції «СИЛОР» в тіло деревини. *Актуальні задачі сучасних технологій: збірник тез доповідей VIII міжнародної науково-технічної конференції молодих учених та студентів, м. Тернопіль, 27-28 листопада 2019 р. Том 1. Тернопіль: ТНТУ, 2019. С. 70.*
3. Yasniy, P., Gomon, S., Iasnii, V., Gomon, S.S., Gomon, P., Savitskiy, V. Strength properties of chemically modified solid woods. *Procedia Structural Integrity*, 36. P. 211-216.

ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НАДЗВУКОВИХ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ З ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ

Гвоздецький В.М., к.т.н., ст. досл., Студент М.М., д.т.н., проф., Погрелюк І.М., д.т.н., проф., Веселівська Г.Г., к.т.н., ст. досл., Задорожна Х.Р., к.т.н., Сірак Я.Я., к.т.н.
Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України,

Метод електродугової металізації (ЕДМ) вважають технологічно найпростішим і найдешевшим для отримання покриттів, порівняно з відомими газотермічними методами. Останнім часом для їх отримання використовують електродні матеріали у вигляді спеціальних порошкових дротів (ПД). Це дало змогу розширити сферу застосування методу ЕДМ та одержати нові відновні та захисні покриття різного функціонального призначення з високими експлуатаційними характеристиками. Проте їм властиві високі поруватість (3-5 %) та рівень залишкових напружень розтягу, низька когезія та адгезія (порівняно із покриттями нанесеними іншими газотермічними методами). Тому у даний час активізувалися дослідження, спрямовані на підвищення фізико-механічних характеристик покриттів, нанесених методом ЕДМ. Для цього стиснуте повітря замінюють на суміш горючих газів із киснем. За рахунок підвищення швидкості розплавлених краплин, що формують покриття, вдалося суттєво підвищити їх механічні характеристики та зменшити поруватість. Проте реалізація цього підходу пов'язана із значним ускладненням конструкції обладнання, суттєво зростають енергетичні затрати та собівартість нанесення покриттів. Технологічно простіше підвищити швидкість розплавлених частинок за рахунок підвищення тиску повітряного струменю. Тому метою роботи було з'ясувати вплив швидкості розплавлених краплин металу до підкладки під час ЕДМ на структуру, механічні характеристики та зносостійкість отриманих покриттів.

Електродугові надзвуківі покриття (ЕДНП) товщиною 1 мм наносили електрометалізатором ФМІ-2 (рис. 1).

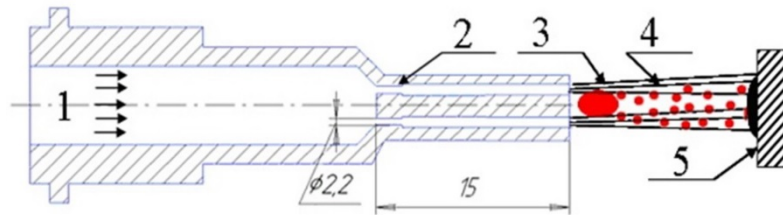


Рисунок 1 – Схема напілення надзвукових електродугових покриттів: 1 – повітряний струмінь; 2 – сопло Лавалю; 3 – електрична дуга; 4 – розпилені краплини; 5 – напилювана деталь

Для отримання покриттів використали електродні матеріали у вигляді суцільного дроту зі сталі У8 та ПД з різними складом шихти, зокрема: ПД 70Х18РЗ, ПД Х18РЗС2, ПД Х6РЗЮ3Мg2, ПД 140Х14ФФ, ПД 140Х14Н2ТЮ, ПД140Х16РЗТ2Н2. Покриття отримували за наступних параметрів: напруга U – 32 В, струм I – 150 А, тиск повітря P – (0,6 та 1,2) МПа, витрати повітря 1,3 м³/хв, дистанція напілення покриттів – 120 мм. Перед напіленням зразки обробляли абразивно-струминним методом корундом діаметром 3-5 мм. Мікротвердість покриттів визначали на приладі ПМТ-3 за навантаження 200 г, когезивну міцність – на трубчатих зразках загальною довжиною 100 мм, які склалися з двох половинок.

Абразивну зносостійкість незакріпленим абразивом визначали за тертя гумовим диском по поверхні зразків і за наявності у зоні тертя абразиву – кварцового піску (ГОСТ 23.208-7), а абразивну зносостійкість закріпленим абразивом – застосовуючи абразивний диск із електрокорунду середньом'якої твердості СМ-2 на керамічній зв'язці 7К15. Знос оцінювали за втратою маси зразків на електронній аналітичній вазі марки KERN ABJ 220 4М з точністю до $2 \cdot 10^{-4}$ г.

Результати досліджень. Експериментально встановили, що зростання тиску повітря на вході електрометалізатора від 0,6 до 1,2 МПа зумовлює підвищення швидкості повітряного потоку на виході з його сопла в 2 рази (від 300 до 600 м/с). При цьому швидкість диспергованих повітряним струменем краплин розплавленого металу під час розпилення електродних ПД зростає від 90 до 210 м/с, а їх розмір зменшується від 75 до 30. Зменшення часу польоту диспергованих краплин від зони горіння дуги до підкладки забезпечує їм вищу температуру в момент контактування з нею. Чим вищий тиск повітряного потоку використовували для напілення ЕДНП, тим сильнішого фокусування металоповітряного потоку досягали на виході з сопла. При цьому кут металоповітряного потоку зменшувався від 30° до 15°.

Аналіз одержаних експериментальних даних показує, що максимальний вміст оксидів у покритті спостерігається при додаванні до шихти ферофосфору, ферохрому та феротитану і при цьому у покритті формуються переважно оксиди із Ті, Сг та Fe, або їх суміші. Додавання до складу шихти ПД таких елементів як В, Al та Mg суттєво зменшує вміст оксидів у покритті. Причому змінюється їх хімічний склад, переважно утворюються оксиди Mg або Al за рахунок алюмотермічного відновлення інших оксидів до металу.

За тиску розпилення 1,2 МПа товщина міжламельних оксидних плівок у покритті становила 1...3 мкм, тоді як за тиску 0,6 МПа їх товщина могла досягати 20 мкм. Мікротвердість включень оксидів заліза (магнетиту, вюстити та гематиту) в покритті, напиленому нелегованим сталевим дротом У8, становила 700...800 НV. Це забезпечило такому покриттю мікротвердість на рівні 200...300 НV за тиску 0,6 МПа. Напилювання покриття цим самим дротом, але за тиску 1,2 МПа, сприяло зменшенню розміру ламелей та оксидів, а їх об'ємний вміст при цьому зростає, що забезпечило підвищення мікротвердості до 320...450 НV_{0,2}. Мікротвердість покриттів із ПД 70Х18РЗ та ПД Х18РЗС2 зросла від 850 до 1050 НV_{0,2}. Особливо сильно зросла мікротвердість покриттів із ПД Х6РЗЮ3Мg2. Так із збільшенням тиску повітряного потоку від 0,6 до 1,2 МПа мікротвердість таких покриттів

зросла від 600 до 900 НВ. Це зумовлено формуванням у їх структурі покриття оксидів алюмінію, мікротвердість яких становить 2000 НВ_{0,2}.

Із підвищенням тиску повітряного потоку від 0,6 до 1,2 МПа когезивна міцність покриття напиленого з ПД Х18Р3С2, ПД 70Х18Р3 та ПД Х6Р3Ю3Мg2 зросла в 1,3...2 рази. Це зумовлено міцнішим зв'язком між ламелями та формування тонких (0,5...5 мкм) оксидних плівок великої довжини, як армуючої складової покриття за тиску 1,2 МПа. Крім цього у структурі покриттів зникають мікротріщини, які характерні для покриттів напилених за тиску 0,6 МПа. Однак при цьому зростають залишкові напруження розтягу в покриттях рис. 2.

Під час охолодження та кристалізації краплин на холодній підкладці вони зменшуються за розміром і, як наслідок, формуються залишкові напруження розтягу. Релаксація цих напружень відбувається за двома механізмами. Згідно з першим із них – у гомогенних твердих покриттях (за відсутності в їх структурі пластичних складових) релаксація напружень відбувається шляхом утворення мережі мікротріщин (рис. 8), що є характерним для покриттів із ПД Х18Р3С2 та ПД 70Х18Р3. При напилюванні покриттів за вищого тиску повітряного потоку їх когезивна міцність зростає, мікротріщини в них не утворюються і релаксація напружень за цим механізмом не відбувається.



Рисунок 2 – Когезивна міцність σ_{KM} (а) та залишкові напруження розтягу σ_{ZH} (б) для покриттів з ПД 70Х18Р3 (1), ПД Х18Р3С2 (2) та ПД Х6Р3Ю3Мg2 (3), отриманих при двох значеннях (0,6 та 1,2 МПа) тиску повітряного потоку.

Згідно з другим механізмом релаксація напружень у гетерогенних твердих покриттях (коли у покритті є тверді та м'які і пластичні ламелі) відбувається внаслідок пластичної деформації пластичних ламелей покриття. У цьому випадку одночасно зростає когезивна міцність і зменшуються залишкові напруження розтягу у покриттях.

Випробовування на абразивну зносостійкість показали, що внаслідок підвищення тиску повітряного потоку під час формування покриттів як із порошкових дротів ПД Х18Р3С2, ПД 70Х18Р3, так і з суцільного дроту У8 їх зносостійкість в основному (за винятком покриття із ПД Х18Р3С2 при випробах з жорстко закріпленим абразивом) зростає за випробувань як закріпленим так і незакріпленим абразивом рис. 3.

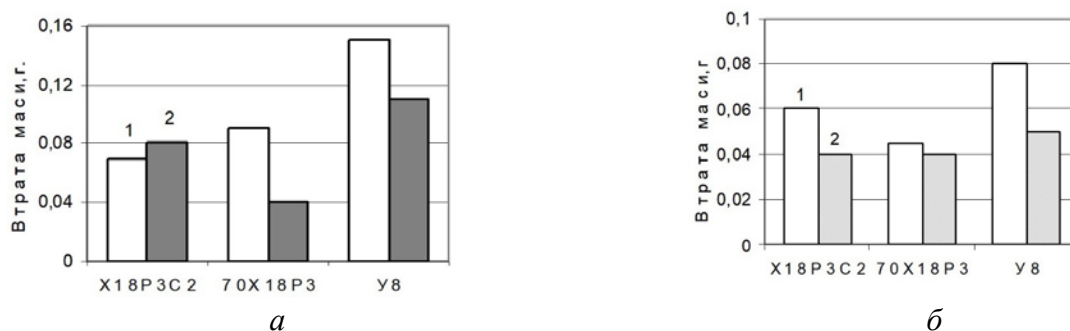


Рисунок 3 – Втрата маси зразків з ЕДП покриттями, нанесеними з ПД Х18Р3С2, ПД 70Х18Р3 та суцільного сталевго дроту У8 при тиску повітряного потоку 0,6 (1) та 1,2 (2) МПа, випробуваних на тертя з жорстко (а) та не жорстко (б) закріпленим абразивом.

Отже, опір зношуванню покриттів залежить від величини їх когезивної міцності, рівня залишкових напружень розтягу та структури покриттів (а саме наявності чи відсутності мікротріщин).

Висновки

1. Встановлено, що із збільшенням тиску повітряного струменю від 0,6 до 1,2 МПа його швидкість на виході із сопла металізатора зростала від 300 до 600 м/с. Швидкість диспергованих краплин розплавленого металу зростає при цьому від 120 до 220 м/с.
2. З підвищенням тиску повітря від 0,6 до 1,2 МПа товщина ламелей у покриттях зменшується та формується більша кількість оксидної фази. При цьому твердість, зносостійкість, когезивна міцність та абразивна зносостійкість покриттів зростає.

**СЕКЦІЯ ПЕРКОЛЯЦІЙНІ ТА ФРАКТАЛЬНІ АСПЕКТИ СУЧАСНОГО
МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА**

**ЗАСТОСУВАННЯ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОЇ ПАРАМЕТРИЗАЦІЇ У ЗАДАЧАХ
МЕТАЛОЗНАВСТВА НА ПРИКЛАДІ ДОСЛІДЖЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ
ВКЛЮЧЕНЬ**

Головко В.В., ¹ доктор технічних наук, провідний науковий співробітник, завідувач відділу
v_golovko@ukr.net ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>

Штофель О.О., ^{1,3} кандидат технічних наук, науковий співробітник, старший викладач
o.shtof@gmail.com ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0965-6340>

Красіков І.В., ² кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,
kiv@ipms.kiev.ua ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-4802-7951>

Красікова І.Є., ² кандидат фіз.-мат. наук, науковий співробітник,
ira@ipms.kiev.ua ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-5565-5319>

¹*Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України,*

²*Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України,*

³*КПІ ім. Ігоря Сікорського, пр. Перемоги 37, Київ, 03056, Україна*

Одним із прогресивних методів дослідження структурних складових у металознавстві є метод фрактального аналізу. Це метод запропонував себе, як один із ефективних для виявлення інформаційних складових. Інформаційними складовими в наших дослідженнях будемо вважати фрактальний параметр розгалуженості бейніту, фрактальний параметр розгалуженості границь зерен, фрактальний параметр розгалуженості неметалевих включень, фрактальний параметр розгалуженості зони з підвищеним вмістом дислокацій. З цих складових, можемо зібрати мультифрактальну характеристику відповідного зразка та провести кореляцію із механічними властивостями.

В даній роботі розглянемо програмний підхід для пришвидшення обрахунку фрактальної розмірності. Запропоновано декілька програмних підходів до підрахунку [1-4], а їх застосування у комплексі дає ширшу оцінку структурних складових.

На прикладі дослідження включень розглянемо необхідність врахування розмірів включень, їх розподіл по шліфу, а також кількість включень, які скупчені в одній зоні. На рис. 1а представлено фото одного із досліджуваних сталевих зразків.

Для аналізу включень необхідно прибрати «сміття» із досліджуваної картини (рис. 1б), далі є дві траєкторії дослідження окремих включень: врахувавши геометрію включень (рис. 1в), або ідеалізація включення, як колових об'єктів (рис. 1г).

При дослідженні методом, зазначеним на рис. 1в [1-3] отримуємо параметр розгалуженості неметалевих включень (рис. 2а) і відповідний їх розподіл (рис. 2б). Слід зауважити, що складова програми не враховує розмір включень, а показує лише їх скупченість на відстані від 0 до 4 мкм до кожного наступного.

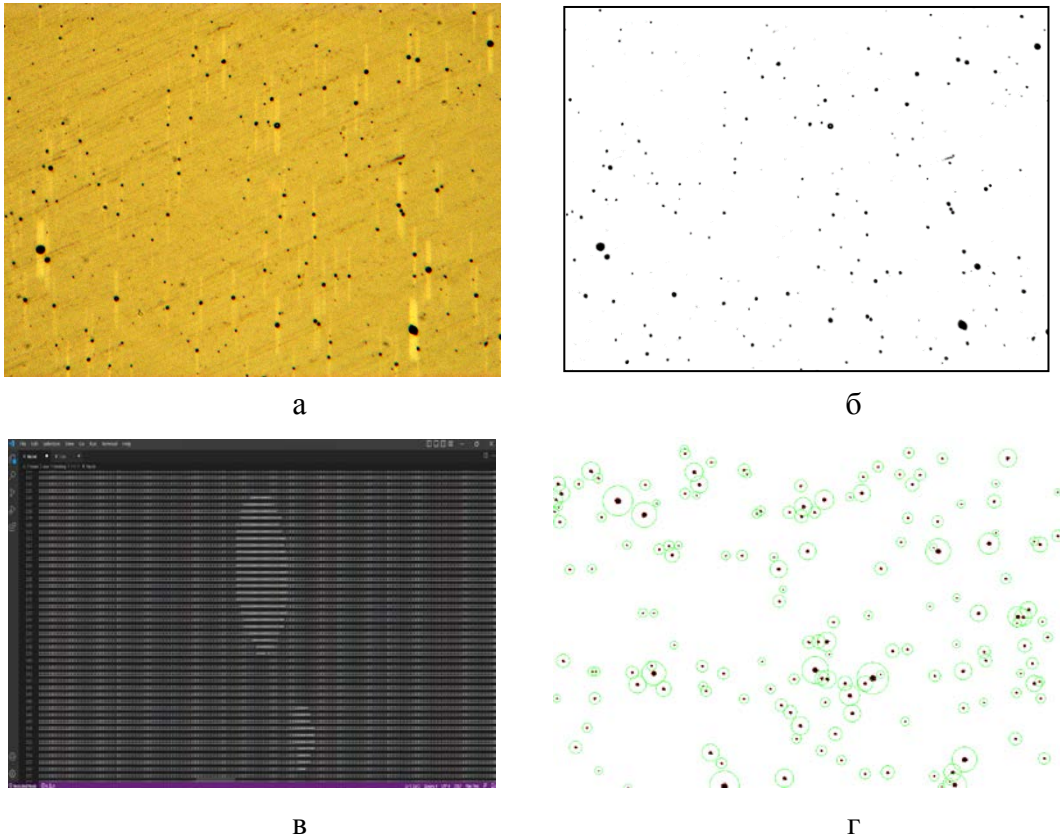


Рисунок 1 – Шліфи зразків металу шва: а) реальне фото; б) очищене від «сміття» фото; в) аналіз геометрії включень; г) ідентифікування включень та їх оточів.

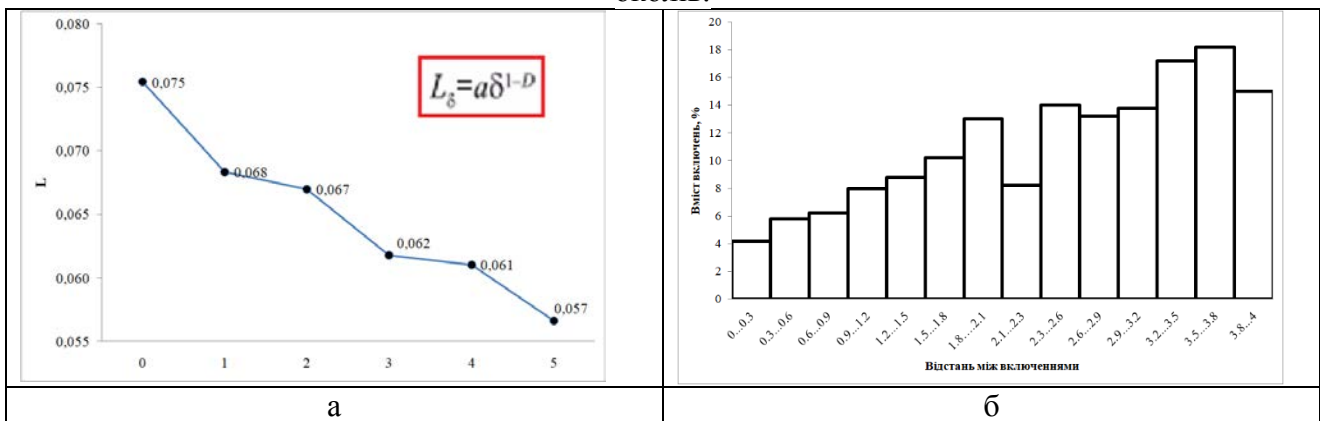


Рисунок 2 – Аналіз отриманих даних: а) розгалуженості неметалевих включень, де L – це параметр, який показує протяжність неметалічних включень на шліфі, враховуючи масштаб отриманого фото δ та відповідної фрактальної розмірності D ; б) розподіл включень по площі шліфа, враховуючи максимальну досліджувану відстань від кожного, як 5 радіусів найбільшого включення, яке досліджується ($5 \cdot 0,8 \mu\text{м}$).

Висновки. Отримано розподіли щільності неметалевих включень та відповідні їм мультифрактальні характеристики. Зазначено, що обчислені мультифрактальні розмірності можуть бути застосовані для визначення кореляції із механічними властивостями матеріалів та їх подальшим корегуванням за рахунок зміни структурних складових.

1. Штофель О.О., Короленко Д.Ю., Головка В.В. Пришвидчення обрахунку неметалічних включень на шліфі. The 11th International scientific and practical conference “Actual problems of learning and teaching methods” (December 06 -09, 2022) Vienna, Austria International Science Group. 2022. 567-570 p.
2. Штофель О.О., Короленко Д.Ю., Головка В.В. Вирішення питання тривалості обробки даних у задачах металознавства, Інформаційне суспільство: технологічні, економічні та технічні аспекти становлення (випуск 72): матеріали Міжнародної наукової інтернет-конференції, (м. Тернопіль, Україна – м. Переворськ, Польща, 15-16 листопада 2022 р.) / [редкол. : О. Патряк та ін.]; ГО “Наукова спільнота”; WSSGw -Przeworsku. – Тернопіль : ФО-П Шпак В.Б. – 207-215 с.
3. Штофель О.О., Короленко Д.Ю., Головка В.В. Компютеризація процесу обрахунку параметрів неметалічних включень в металі The 7th International scientific and practical conference “Application of knowledge for the development of science” (February 21 – 24, 2023) Stockholm, Sweden. International Science Group. 2023. 428 p. ISBN – 979-8-88896-533-7 DOI – 10.46299/ISG.2023.1.7
4. Красиков І.В. та ін. *Комп'ютерна програма «Fraculator 2»*. Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір №115438. Україна, 25.10.2022.
5. І.Е. Красикова, И.В. Красиков, В.В. Каргузов, В.Б. Муратов, А.А. Васильев . *Мультифрактальные характеристики горячепрессованных композитовизнанопорошков AlB_{12} – AlN* // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології ,2020, т. 18, № 1, сс. 89–96. <https://doi.org/10.15407/nnn.18.01.089>

ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДА ПЕРКОЛЯЦІЙНОГО АНАЛІЗУ ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ВЗАЄМОДІЇ СКЛАДУ, СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ БЛОК-КОПОЛІУРЕТАНІВ

Анісімов В.М., доктор технічних наук, професор, професор кафедри технології машинобудування, vn7anisimov@ukr.net, Український державний університет науки і технологій

Євдокименко Н.М., доктор технічних наук, професор, професор кафедри пластмас
Український державний хіміко-технологічний університет

Анісімов В.В., кандидат технічних наук, доцент, доцент кафедри інноваційної інженерії, wwwovilon@gmail.com, Український державний хіміко-технологічний університет

Об'єктами дослідження обрано блок-кополіуретани (БПУ) різної молекулярної будови. Синтез проводили з олігомерних естерів (синтезовані з адипінової кислоти та гліколів метиленового ряду різної природи – олігоетиленглікольадипінат з молекулярною масою ~2000 (ОЕГА₂₀₀₀), олігобутиленглікольадипінат з молекулярною масою ~500 та ~2000 (ОБГА₅₀₀, ОБГА₂₀₀₀), олігоетиленбутиленглікольадипінат з молекулярною масою ~2000 (ОЕБГА₂₀₀₀) та олігомерного етеру – олігоокситетраметиленгліколь з молекулярною масою ~1000 (ООТМГ₁₀₀₀), синтезованого з тетрагідрофурану. Уретанові групи утворювали з 4,4'-дифенілметандіізоціанату (МДІ), для утворення блочної структури БПУ вводили низькомолекулярний гліколь – 1,4 бутандіол (бутиленгліколь) (БД). Молекулярна маса всіх зразків БПУ ~50000÷70000 (характеристична в'язкість $[\eta]=0,8\div 1,1$ дл/г БПУ у 0,5 % розчині диметілформаміду. Молекула блок-кополімеру складається із частин, що різняться гнучкістю і повторюються. Еластичні блоки утворюються з гнучких частин (олігоетерів або олігоестерів). Жорсткі блоки утворюються в результаті самоорганізації уретанових груп.

Встановлено, що характер залежностей деформаційно-міцнісних, термомеханічних та триботехнічних властивостей досліджених БПУ від вмісту жорстких блоків характеризується наявністю двох концентраційних точок – P_{c1} і P_{c2} . Концентрація P_{c1} відповідає моменту появи зв'язної структури, яка утворилася мікрофазою жорстких блоків (МФЖБ) (поріг

перколяції МФЖБ). Концентрація P_{c2} відповідає моменту появи жорсткої зв'язної структури, яка утворилася МФЖБ (порог перколяції МФЖБ).

Поведінка БПУ в інтервалі вмісту жорсткої фази $P_c < P_{c1}$, $P_{c1} \leq P_c \leq P_{c2}$ та $P_c > P_{c2}$ суттєво різняться. При мінімальному вмісті, коли $P_c < P_{c1}$, властивості БПУ визначаються властивістю еластичної фази (жорсткі блоки розташовано у полімері окремо). При вмісті $P_{c1} \leq P_c \leq P_{c2}$ формується структурна організація, при якій синергічно працюють еластична фаза разом із жорсткою фазою. Блок-кополіуретани з даними параметрами геометричної фазової морфології забезпечують високий рівень деформаційно-міцнісних, триботехнічних та ін. властивостей. При подальшому зростанні $P_c > P_{c2}$ властивості БПУ визначає жорстка фаза, тому спостерігаємо зниження рівня еластичності, зростання рівня твердості та гістерезисних втрат. Таким чином, для досліджених систем БПУ є очевидним, що оптимальними з точки зору взаємозв'язку деформаційно-міцнісних, термомеханічних та триботехнічних характеристик є полімери з вмістом жорстких блоків $P_{c1} \leq P_c \leq P_{c2}$.

Значення порогу перколяції для досліджених блок-кополіуретанів різної молекулярної та топологічної будови наведено у табл. 1.

Дані табл. 1 свідчать про те, що із збільшенням молекулярної маси олігогліколю (ОБГА₅₀₀ та ОБГА₂₀₀₀), значення порогу перколяції P_{c1} і P_{c2} зміщуються в бік менших величин, а зростання ступеня кристалічності БПУ, навпаки, зміщує P_{c1} у бік більших значень.

Виявлені закономірності зміни рівня фізико-механічних властивостей БПУ з оптимальними параметрами геометричної фазової морфології мають переважно лінійний характер, що дозволяє методом інтерполяції точно визначати властивості полімеру та прогнозувати їх роботу залежно від умов експлуатації.

Таблиця 1

Значення порогу перколяції для БПУ

Олігогліколь для БПУ	Ступінь кристалічності (C_K), % (при $n = 0$)	P_{c1}	P_{c2}
ОБГА ₅₀₀	< 0,2	45	55
ОБГА ₂₀₀₀	≈ 20,0	30	40
ОЕГА ₂₀₀₀	≈ 9,0	25	42
ОЕБГА ₂₀₀₀	≈ 0,2	24	42
ООТМГ ₁₀₀₀	< 0,2	30	50

Для оцінки впливу морфологічної будови БПУ на властивості, а також пояснення різких змін властивостей у концентраційних точках P_{c1} та P_{c2} було запропоновано перколяційне моделювання. Приклади перколяційних конфігурацій на квадратній решітці для систем досліджуваних БПУ, наведено на рис. 1.

Встановлено, що імовірність геометричного фазового переходу (P) в поліуретанах, які досліджувались, залежить, перш за все, від об'ємної частки мікрофази жорстких блоків (P_c) та молекулярної маси олігогліколів (M_{or}) у відповідності із рівнянням:

$$P = P_c^{Mor} \quad (1)$$

Оптимальною буде структура, при якій, з одного боку, найбільша імовірність з реалізації властивостей мікрофази жорстких блоків щодо забезпечення високої міцності, з другого боку, збереження властивостей полімера-матриці щодо достатньої еластичності. У випадку розглянутих систем, оптимальні структури БПУ знаходяться в межах концентраційних точок $P_{c1} \div P_{c2}$.

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

математичного апарату для моделювання такої взаємодії в фрактальній постановці. Серед найактивніших груп в створенні сучасного математичного апарату фрактального аналізу - група науковців у національному політехнічному інституті, Мехіко. Очолює цю групу відомий вчений, професор Alexander S. Balankin (Profesor, Instituto Politécnico Nacional, México).

Таке стрімке зростання теоретичної складової фрактального аналізу має як мінімум два потужних наслідки:

1) неймовірно великий пласт прикладних задач давно чекає на «фрактального» месію – видобуток рідких та газоподібних родовищ, створення біосумісних матеріалів та керованого їх зрощення з біотканинами, створення перколяційно-фрактальних поверхонь для імплантів, фільтрування, розділення та очистка рідин і газів, розпилювання рідин в ряді технологій, управління турбулентністю рідин і газів в силових установках ДВЗ, авіаційної, компресорної та космічної техніки, ефективного пожежогасіння, створення ефективних моделей геології самородків золота, бурштину та інших покладів, створення нових антенних систем в радіотехніці та електродинаміці тощо – все це задачі сьогоdnішнього дня, які розв'язуються методами фрактального аналізу в межах перколяційно-фрактального матеріалознавства.

2) Як ніколи раніше, зросла роль усвідомленого синтезу моно- та особливо мультифракталів. І не просто синтезу, а створення твердотільних зразків фрактальних і мультифрактальних решіток, фільтрів, кілець, розпилювачів, з широким діапазоном службових характеристик: вектора фрактальних розмірностей (для мультифракталів), пористості, розмірів і орієнтаційної заданості пор, залишкової міцності, аеро- та гідродинамічного опору тощо.

Клас алгоритмів, розроблених нашою Лабораторією, в змозі на даний момент синтезувати як мінімум 10 нових класів моно- та мультифрактальних. Наші алгоритми дозволяють задавати величезну кількість центрів притягіння, точок їх прикладання, управляти полем притягіння (ізотропне, ортотропне, чи загальне тензорно-анізотропне), синтезувати впорядковані чи майже впорядковані (квазівпорядковані) чи хаотичні мультифрактали, з різними умовами симетрії чи без симетрії, на прямокутних та косокутних решітках, кільцях, концентричних кільцях, з керованою прозорістю бар'єрів, а значить – суттєво змінювати локальну щільність мультифракталів. Дані алгоритми дозволяють синтезовані мультифрактали перетворити на технології 3-D друку. **Наявність великої кількості твердотільних фрактальних структур дозволить значно наростити експериментальні дослідження та стимулювати подальший розвиток і фрактальних технологій, і теорії фрактального аналізу.** А значить, створюватиме гарне підґрунтя для подальшого прогресу фрактального матеріалознавства і всіх названих вище галузей активної людської діяльності, пов'язаних з фракталами та фрактальними технологіями, де необхіден синтез різноманітних фрактальних структур: моно- та мультифрактальних; ізотропних та анізотропних; ортогональних та косокутних чи хаотичних; взаємопроникаючих мультифрактальних підсистем; з управлінням прозорістю бар'єрів центральних сил тощо.

Задачі найближчих років - систематизувати Царство фракталів живої і неживої природи, створити каталоги моно та мультифракталів. Як це сталося свого часу в кристалографії, геології, хімії, матеріалознавстві, ботаніці і т.п. На даний час – це реальні задачі. Їх успішне вирішення має стати завершенням чергового етапу фракталознавства: від вивчення властивостей та класифікації – до творення, конструювання та синтезу мультифракталів з наперед заданими службово-корисними характеристиками. На рис.1-5 наведені приклади синтезу мультифракталів нашими алгоритмами.



Рисунок1 – Приклади генерування мультифракталів для $N=2$ $Y_1=0,55$ $Y_2=0,385$ $q=0,7$

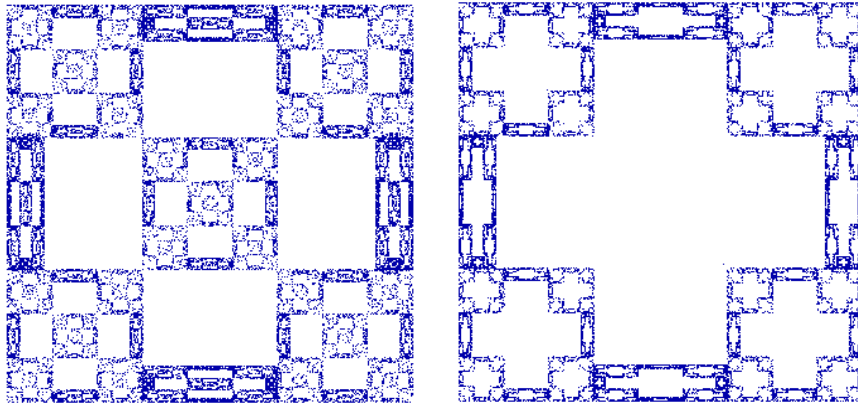


Рисунок 2 – Приклади синтезу анізотропних мультифракталів на повній та неповній матриці 3x3.

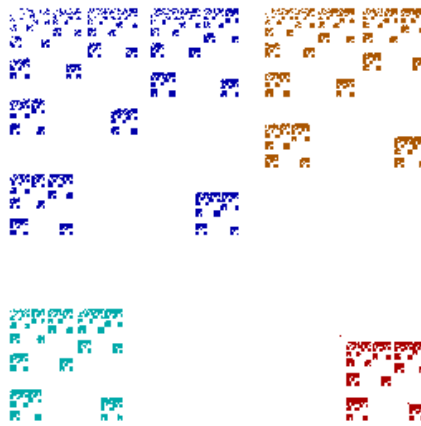


Рисунок 3 – Приклад синтезу ізоотропного мультифракталу для $N=4$; $Y_1=0,55$; $Y_2=0,385$; $Y_3=0,270$; $Y_4=0,189$; $q=0,7$

В доповіді наведено інженерні залежності для управління процесом синтезу мультифракталів з наперед заданими властивостями (пористістю, фрактальними розмірностями, щільністю, залишковою міцністю, розмірами пор, сумарною вільною поверхнею тощо).

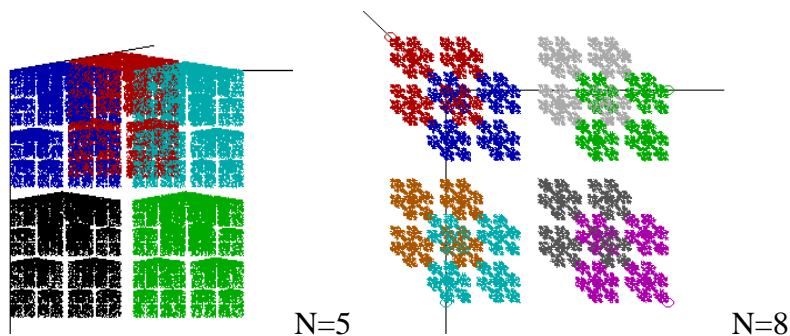


Рисунок 4 – Приклад синтезу об'ємних монофракталів в ізоотропному полі центральних сил, $N=5$ та $N=8$

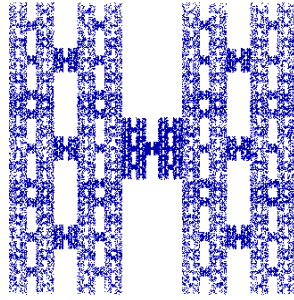


Рисунок 5 – Приклад синтезу Н-подібного мультифракталу в ізотропному полі семи центральних сил. Умови змикання на ОХ виконуються, збурення центральних сил відсутні.

$$Y_{11}/Y_{22} = 1,86$$

Побудовано тензорно-матричний формалізм ортогональних мультифракталів, що дозволяє відтворити кінетику синтезу будь-якого покоління фракталу та суттєво спрощує процедуру обчислення його параметрів і властивостей. Вперше у світі запропоновано, розроблено та реалізовано клас алгоритмів синтезу мультифрактальних структур з наперед заданими властивостями. Дані алгоритми доведені до технологій синтезу та 3D-друку. В основі алгоритмів - броунівська динаміка матеріальної точки в полі N центральних сил. На прикладі решіток невеликої розмірності: 2x2, 2x2x2, 3x3, 3x3x3, 4x4, 5x5, 6x6 тощо синтезовано ряд нових моно- та мультифрактальних решіток з квадратними, хрестоподібними, прямокутними та щільовими вікнами, з можливістю керувати параметрами вікон. Дані фрактальні решітки мають унікальні можливості застосування в прикладних задачах. В рамках даного Проекту реалізована технологія 3D-друку даних решіток та їх гідро- та аеродинамічних випробувань. Автор зацікавлений в співпраці з потенційними партнерами.

Література:

1. ГРАБАР І.Г. СИНТЕЗ МУЛЬТИФРАКТАЛІВ. Наукова монографія. – Житомир: Поліський національний університет. - 2023. – 200 с.
2. Grabar, I., & Grabar, O. (2020). Influence of the stationary and perturbed state of the central force field on the fractal characteristics of the attractor. Scientific Horizons, 2020. 23(11), 39-52, DOI: 10.48077/scihor.23(11).2020.39-52 <http://ir.znau.edu.ua/handle/123456789/11015>
3. Грабар І.Г., Грабар О.І. Фрактальні орнаменти: конструювання, властивості, 3D-продукування. Наукова монографія. – Житомир: Поліський національний університет. 2021–308 с.

ВПЛИВ ОКИСНЕНОСТІ ВИХІДНОЇ ПОРОШКОВОЇ ШИХТИ НА ПОРІГ ПРОТІКАННЯ МЕТАЛОКЕРАМІЧНИХ КОМПЗИТІВ

Кузьмов А.В., к.т.н. старший науковий співробітник

Штерн М.Б., член-корр. НАНУ, зав. відділом

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

Ціла низка композиційних матеріалів виробляється на основі полідисперсних порошкових сумішей, що включають як провідну так і ізоляційну або дуже слабо провідну фазу. Наприклад керамічні матеріали як правило є гетерофазними системами, при цьому фізичні властивості окремих фаз можуть досить сильно відрізнятись. У випадку керамічних композитів ми можемо спостерігати відмінність в провідності окремих фаз на 10–15 і більше порядків. Такого роду композити широко використовуються в якості об'ємних резисторів різноманітного призначення. Крім того, додавання провідної фази в діелектрик може мати на меті технологічні цілі (використання діелектричного нагріву, електрофізичних методів обробки і т.і.). Діелектрична проникність окремих фазових складових в сегнетоелектричній

кераміці може відрізнятись на 3–4 порядки, мається на увазі власне сегнетоелектрична фаза ($\epsilon = 10^3 \div 10^4$) та склофаза (ϵ порядку кількох одиниць).

В системах такого типу провідність залежить не тільки від концентрації фаз але і від співвідношення між розмірами частинок окремих фаз. В таких композитах взаємне розташування в просторі провідної та ізолюючої фази як правило носить нерегулярний (статистичний) характер. Ефективна провідність таких композитів характеризується тим, що при концентрації провідника меншій за деяке ненульове значення ця провідність стає нульовою [1,2]. Це граничне значення концентрації провідника називається порогом протікання. Величина порогу протікання обумовлена характером взаємного розміщення в просторі провідної та ізолюючої фази, який в свою чергу для реального композиту порошкового походження є наслідком цілого ряду фізичних процесів його отримання (засипка, змішування, пресування, твердо– та рідкофазне спікання і т.і.). Також в металокерамічних композитах порошкового походження ефективна провідність та поріг протікання чутливі до окислення або різного роду забруднення неметалевими речовинами поверхні вихідного порошку металу. Теоретичному дослідженню шляхом імітаційного комп'ютерного моделювання, впливу саме цих двох чинників, - розмірів частинок та забрудненості поверхні порошку металу, на поріг протікання металокерамічних композитів порошкового походження присвячена дана робота.

В даній роботі використовувався алгоритм гравітаційної [3] або балістичної засипки. Коротко його суть можна описати так: поточна частинка спочатку падає до першого зіткнення, потім скочується по контактуючим з нею частинкам до тих пір поки не знайде статично можливе положення рівноваги. В результаті роботи програми засипки одержуються координати центрів частинок та інформація про міжчастинні контакти (топологию засипки). Далі встановлювався факт наявності чи відсутності протікання, тобто з'ясовується чи можна сполучити верх та низ засипки будь-яким струмопровідним ланцюжком з контактуючих провідних частинок. На відміну від своїх попередніх робіт [3], в цій роботі автори враховували забрудненість (або окисленість) поверхні провідних частинок. Вважалось, що частина поверхні провідної частинки деяким випадковим чином окислена, але при цьому відома частка окисленої поверхні $C_{ox} = \frac{S_{окислена}}{S_{загальна}}$. Величина C_{ox} в подальшому називатиметься

відносною забрудненістю. Також припускається тонкість оксидної плівки порівняно з діаметром частинок і відповідно об'ємом окисленого матеріалу можна знехтувати. За таких припущень, якщо контактують дві частинки провідника з однаковим C_{ox} , то ймовірність утворення струмопровідного контакту між ними дорівнюватиме $(1 - C_{ox})^2$. Тому після генерації упаковки частинок аналізується не просто каркас утворений контактуючими між собою частинками провідника, але й враховується фактор того, що контакт двох частинок провідника буде струмопровідним лише з ймовірністю $(1 - C_{ox})^2$. Таким чином в нашому випадку маємо комплексну задачу про протікання, – як по ребрам так і по вершинам [4]. Все вищеописане ілюструє рис 1, на якому показана випадковим чином генерована полідисперсна насипка з струмопровідним каркасом, як для випадку не окисленого рис 1.а, так і окисленого рис 1.б з часткою забрудненої поверхні $C_{ox} = 0.2$. Струмопровідний каркас на рис 1 показаний шляхом з'єднання відрізком прямої центрів частинок між якими може протікати струм.

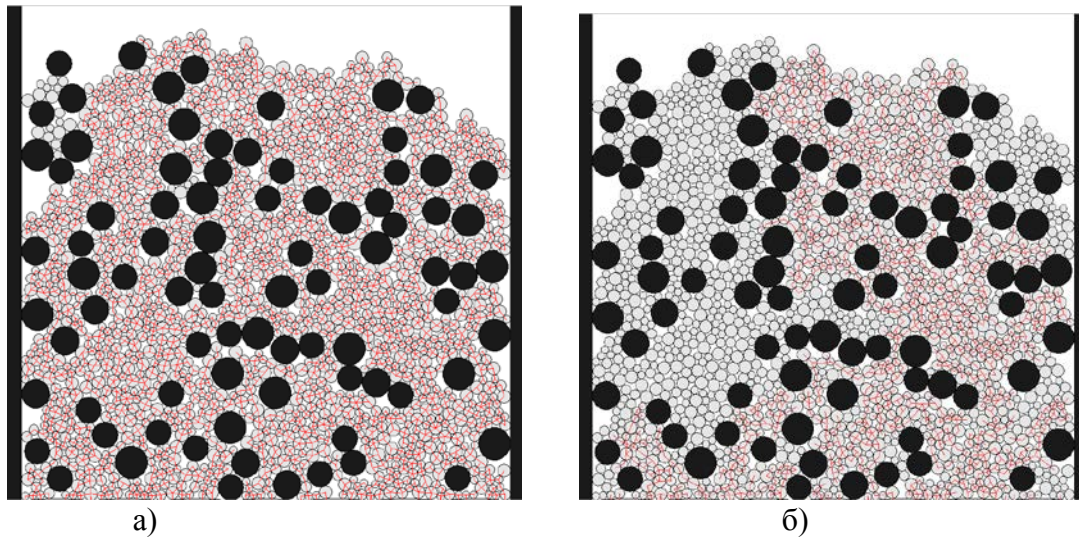


Рисунок 1 – Методологія побудови струмопровідного каркасу на основі упаковки. Чорні частинки – ізолятор, світлі – провідник, об'ємна частка провідника 0.68 : а) для «чистого» порошку провідника б) для «окисленого» порошку провідника

При моделюванні впливу різниці в розмірах між частинками провідника та діелектрика на провідність порошкового композиту природно розглянути бідисперсну суміш, в якій і провідна і ізолююча фази монодисперсні, але розмір провідних частинок відрізняється від розміру ізолюючих. Надалі радіус частинок провідника позначається R_c , а радіус частинок ізолятора — R_i . В даному випадку поріг протікання залежатиме від двох параметрів – співвідношенням між розміром частинок провідника та ізолятора та від забрудненості поверхні провідних частинок. Нами був обрахований поріг протікання для діапазону відношення розмірів частинок ізолятора до частинок провідника $1 < R_i/R_c < 50$, та для $0 < C_{ox} < C_{ox}^{max} = 1 - \sqrt{0.5} \approx 0.293$. Де C_{ox}^{max} таке граничне значення відносної забрудненості при якому перестає проводити струм правильна квадратна упаковка однакових частинок провідника. Величина $C_{ox}^{max} = 1 - \sqrt{0.5}$ зумовлена тим, що границя протікання по ребрам квадратної решітки в точності дорівнює 0.5 [4].

Нижче на рис.2 наведені залежності порогу протікання від відношення розмірів частинок провідника та ізолятора для різних значень відносної забрудненості. Як відомо з експериментів та з практики отримання композитів порошкового походження різниця в розмірі між частинками провідника та діелектрика дуже істотно впливає на величину порогу протікання та взагалі на провідність композиту [5]. Справа в тому, що фаза з меншим розміром частинок схильна до збереження матричного характеру розташування в композиті навіть при досить малих її концентраціях [6], або іншими словами маленькі частинки схильні обгортати частинки великого розміру.

В нашому чисельному експерименті теж досить чітко та виразно простежуються подібні тенденції. Як видно з рис.2 для не забрудненого порошку зменшення порогу протікання майже шестикратне, - з приблизно 0.6 при $R_i/R_c = 1$ до приблизно 0.1 при $R_i/R_c = 50$.

Варто зазначити високу чутливість порогу протікання до окислення поверхні порошку при великих значеннях R_i/R_c . Так при $R_i/R_c = 50$ достатньо відносної окисненості лише $C_{ox} = 0.1$ для збільшення порогу протікання приблизно вдвічі з 0.1 до 0.2. А суттєве окиснення порошку $C_{ox} = 0.29$ дає майже дев'ятикратне збільшення порогу протікання.

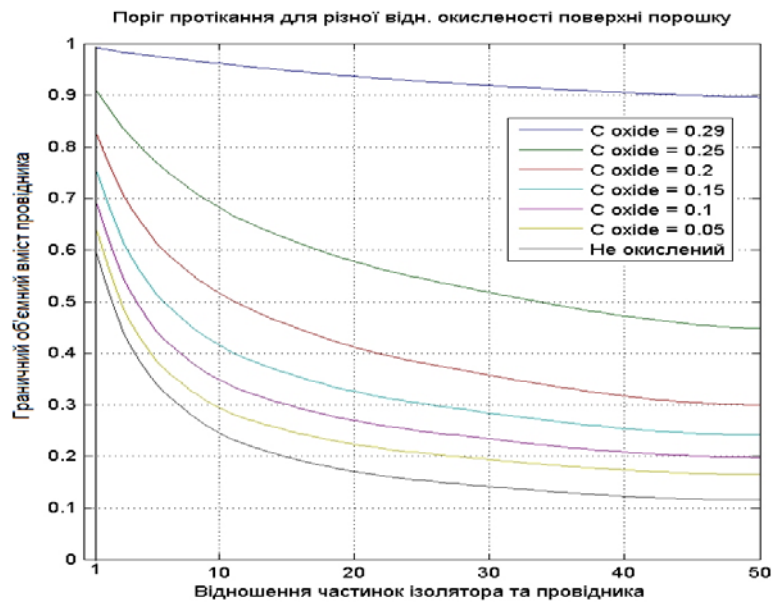


Рисунок 2 – Залежності порогу протікання бідисперсної упаковки від відношення розмірів частинок ізоляційної та провідної фази.

Список літератури

1. Шкловский В.И., Эфрос А.Л. Электронные свойства легированных полупроводников – М.: Наука, 1979
2. Kirpatrick S. Percolation and conduction // Rev. Mod. Phys.– 1973.– 45, № 4.– P. 574–582
3. О. В. Константинова, А. В. Кузьмов, В. В. Скороход, М. Б. Штерн Границя перколяції та статистичні ефективні властивості композитів на основі полідисперсних порошкових сумішей // Математичні моделі і обчислювальний експеримент матеріалознавстві. - Київ: ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України. – 2006. – № 8. — С. 3-11.
4. Кестен Х. Теория просачивания для математиков. Пер. с англ. — М.: Мир, 1986.— 392 с
5. В.В Скороход Теория физических свойств порошковых и композиционных материалов и принципы управления их микроструктурой в технологических процессах // Порошковая металлургия, № 1/2, 1995, С. 53-71
6. В.В Скороход Структурно–перколяционные эффекты в теории обобщенной проводимости керамики и керамических композитов. Валерий Владимирович Скороход. К 70–летию со дня рождения / Под ред. А.Г. Косторнова. — Киев: ИПМ НАНУ, 2004. – с. 314–321.

МОДЕЛЮВАННЯ ПЕРКОЛЯЦІЇ ДЛЯ СИСТЕМИ ПРОВІДНИК–ІЗОЛЯТОР ПІД ЧАС ІПС З УРАХУВАННЯМ ПОРИСТОСТІ ТА ФОРМИ ЧАСТИНОК

Похилько Б.А.,^{1,2} аспірант; Кушнір В.В.² аспірант; Рагуля А.В.² д.т.н., професор, академік НАН України.

¹ bohdan.pokhylko@gmail.com

² Інститут Проблем Матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України

Іскро-плазмове спікання (ІПС) або Spark Plasma Sintering (SPS) являється перспективною технологією для отримання нанорозмірної щільної кераміки. Головною особливістю ІПС є нагрівання шляхом пропускання електричного струму через зразок та/або графітову матрицю – так зване явище нагрівання Джоуля. Електропровідні зразки можуть нагріватися «зсередини», що може вплинути на процес ущільнення. Особливо це важливо для матеріалів системи провідник–ізолятор, які можуть перетворюватися з ізолятора на

провідник під час ІПС. Зразок порошку системи провідник–ізолятор насправді складається з двох непровідних фаз: ізолятора та пористості, що зменшується під час спікання. А провідність пористої системи провідник–ізолятор напряму залежить від вмісту непровідних фаз та різко зростає при певному їх вмісті, так званому порозі перколяції. Це відбувається за рахунок утворення перколяційних кластерів з провідних частинок, через які протікає струм. Це означає, що розподіл температури і, відповідно, процес ущільнення під час ІПС може різко змінитися, що призведе до небажаних наслідків, таких як формування неоднорідної мікроструктури. Більшість відповідних робіт не розглядають пористість і складну форму частинок [1]. Тому основним завданням цієї роботи є розуміння того, як струм протікає через пористий зразок системи провідник–ізолятор під час ІПС.

Розроблено модель на основі клітинного автомата. Було побудовано два типи 3D-сіток:

1. Проста – кожна частинка є окремою клітиною;
2. Складна – кожна частинка є набором клітин, що представляють її форму.

Схематичні зображення сіток представлені на рисунку 1.

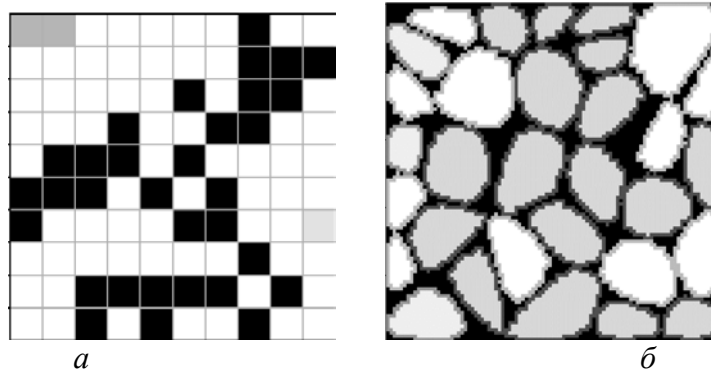


Рисунок 1 – Схематичне зображення сіток простої (а) та складної моделей (б)

Для перевірки на перколяцію (протікання) простої моделі було встановлено наступну кількість міжчастинкових контактів, через які струм може проходити від однієї клітини до іншої сусідньої: 6, 8, 12, 18 і 26, оскільки провідність безпосередньо пов'язана з кількістю міжчастинкових контактів.

Залежності вмісту провідної фази, що приймає участь в провідності, від заданого вмісту провідної фази для простої та складної моделей показано на рисунку 2. Виявлено суперечність порогу перколяції, розрахованого за відомими рівняннями [2] та розробленою моделлю – 33% проти 15% (вміст провідної фази) відповідно. Поріг перколяції 33% відповідає розробленій простій моделі з лише 6 міжчастинковими контактами, тоді як складна модель переважно показує ~15. Виникає необхідність розробки більш складних рівнянь.

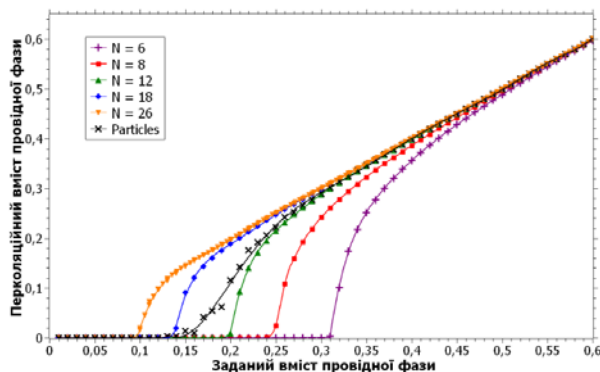


Рисунок 2 – Залежність вмісту провідної фази, що приймає участь в провідності, від заданого вмісту провідної фази

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

Було виявлено, що для досягнення перколяції в пористій моделі кількість міжчастинкових контактів має бути ~ 11 . При чому, на початку і в кінці симуляції кількість складає ~ 8 і ~ 15 відповідно (рис. 3).

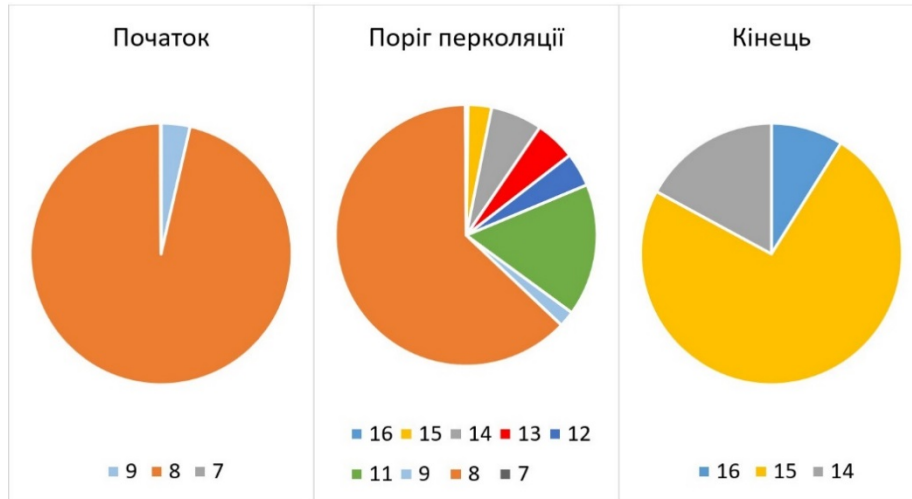


Рисунок 3 – Співвідношення найбільш розповсюдженної кількості міжчастинкових контактів на різних етапах моделювання

Список літератури:

1. D Schwesig, G Schierning, R Theissmann et al., From nanoparticles to nanocrystalline bulk: percolation effects in field assisted sintering of silicon nanoparticles, *Nanotechnology* 22, 135601 (2011).
2. В.В. Скороход, Структурно-перколяционные эффекты в теории обобщенной проводимости и керамических композитов, *Ceramics* 47 (1995).

**СЕКЦІЯ РОЗУМНЕ ВИРОБНИЦТВО ТА
ПРОМИСЛОВІСТЬ – ІНДУСТРІЯ 4/5**

**ВИЛУЧЕННЯ МЕТАЛІВ З ЕЛЕКТРОННИХ ВІДХОДІВ
В КОНТЕКСТІ СТАЛОГО РОЗВИТКУ**

І. Мороз, к.х.н., доцент кафедри матеріалознавства, *i.moroz@lntu.edu.ua*
О. Гулай, д.п.н., професор кафедри матеріалознавства, *o.hulay@lntu.edu.ua*
В. Шемет, к.х.н., доцент кафедри матеріалознавства, *v.shemet@lntu.edu.ua*
Луцький національний технічний університет

Протягом останнього століття наша планета зазнала значних змін у зв'язку зі зростанням населення, яке збільшилося в чотири рази і складає близько 8 мільярдів. Це призвело до виникнення моделей споживання, які орієнтовані на складні продукти, що вимагають значного обсягу ресурсів. Наприклад, за період з 1900 по 2005 роки щорічне використання будівельних матеріалів зросло в 34 рази, а руд і промислових мінералів - у 27 разів [1]. Крім того, щорічний обсяг видобутку різних елементів з надр землі перевищує їх біологічний колообіг: наприклад, відношення вилучення кадмію складає 160 разів, ртуті - 110 разів, свинцю - 35 разів, миш'яку та фтору - 15 разів, урану - 6 разів, олова - 5 разів, міді - 4 рази, а молібдену - в 3 рази [2].

Утилізація продуктів, що підлягають переробці, виникає внаслідок їхньої складності, і, як наслідок, породжує значні об'єми відходів. Наприклад, у 2014 році в Європейському Союзі лише 36,2% зібраних для переробки відходів дійсно було перероблено, тоді як 47,4% відходів було утилізовано на сміттєзвалищах, 10,2% засипано, а 6,2% спалено (Євростат, 2015). Однак, не зважаючи на ті відомості, ці статистичні показники можуть надавати недостатньо повне уявлення про реальні показники ефективності та життєздатності циркулярної економіки в контексті сталого розвитку.

У контексті циркулярної економіки важливо визначити матеріали, які мають стратегічне значення для економіки, а також ті, що можуть бути імпортованими з інших регіонів, з метою забезпечення збалансованого економічного зростання та використання матеріальних ресурсів. Одним зі стовпів цієї ініціативи є ефективне використання ресурсів та переробка відходів, тобто їх використання як ресурсу.

Електронні відходи (відходи електричного та електронного обладнання) є найшвидше зростаючим потоком твердих відходів у світі, але рівень їх переробки становив лише 17,4% (середньосвітовий показник) у 2019, що було навіть нижчим, ніж показник у 20% у 2016 році.

Електронні відходи містять багато ресурсів, які можна повторно використовувати. Вони є найважливішим компонентом «міських корисних копалин». Найсуттєвішим дане твердження є для металів, оскільки концентрація цих елементів у відходах може бути в кілька разів вищою, ніж у природних рудах. Крім того, природні руди зазвичай не зустрічаються в країнах, де зараз високий попит на метали, а деякі метали можна переробляти в багатьох циклах. Електронні відходи містять дорогоцінні метали, такі як золото та срібло, які можна повторно використовувати. Наприклад, 1 тонна брухту персональних комп'ютерів містить більше золота, ніж 17 тонн золотоносної породи, а 1 тонна відпрацьованих мобільних телефонів (6000 одиниць) містить близько 3,5 кг срібла, 340 г золота, 140 г паладію та 130 кг міді.

З іншого боку, електронні відходи містять токсичні речовини, які можуть становити значні загрози для здоров'я людини та навколишнього середовища по всьому світу, зокрема кадмій, свинець, сурму та ртуть, а також пластик.

Переробка вторинних матеріалів з відходів не лише зберігає наше природне середовище, але також може дуже ефективно економити енергію. Наприклад, вторинне виробництво алюмінію потребує на 90–95% менше енергії, ніж первинне виробництво. У цьому контексті метали відіграють важливу роль у циркулярній економіці.

Згідно з європейською ієрархією поводження з відходами, повторне використання є корисним, якщо вплив на навколишнє середовище, який виникає протягом певної тривалості використання повторно використаного продукту, менший, ніж вплив нового продукту.

Однозначне твердження про те, що повторне використання краще, ніж переробка, не можна застосовувати до кожного випадку [3]. Зокрема, у таких напрямках впливу, як глобальне потепління, споживання води та кумулятивний попит на енергію, сильно домінує фаза використання білої техніки, тому слід уникати повторного використання неефективних пристроїв. Результати показують, що повторне використання продуктів з європейським рейтингом енергоефективності D і C не рекомендується для жодного з аналізованих продуктів.

Розподіл вартості різних зразків електронного брухту показує, що для невеликих електричних пристроїв (стільникових телефонів, калькуляторів і друкованих плат) дорожчі метали становлять понад 70% вартості, для плат телевізорів і DVD-плеєрів вони складають приблизно 40%. Це вказує на те, що переробка таких пристроїв та відновлення цінних металів приводить до значного потенціалу економії майже в усіх напрямках впливу [4]. Окрім того, вилучення важких металів з електронного сміття призводить до зменшення негативного впливу на навколишнє середовище і покращення екологічного стану довкілля.

Таким чином, дослідники приходять до висновку, що найбільш перспективними факторами для покращення відновлення матеріалів та екологічної вигоди є поведінка споживачів та технологічний прогрес (головним чином у технологіях рециклінгу), які потенційно подвоюють поточну екологічну вигоду.

Список літератури

1. Steven De Meester, Pieter Nachtergaele, Sam Debaveye, Peter Vos, Jo Dewulf. Using material flow analysis and life cycle assessment in decision support: A case study on WEEE valorization in Belgium. *Resources, Conservation and Recycling*, Volume 142, 2019, p.p. 1-9.
2. Fridolin Krausmann, Simone Gingrich, Nina Eisenmenger, Karl-Heinz Erb, Helmut Haberl, Marina Fischer-Kowalski. Growth in global materials use, GDP and population during the 20th century. *Ecological Economics*, Volume 68, Issue 10, 2009, p.p. 2696-2705.
3. Lukas Messmann, Christoph Helbig, Andrea Thorenz, Axel Tuma. Economic and environmental benefits of recovery networks for WEEE in Europe. *Journal of Cleaner Production*, Volume 222, 2019, p.p. 655-668.
4. Jirang Cui, Lifeng Zhang. Metallurgical recovery of metals from electronic waste: A review. *Journal of Hazardous Materials*, Volume 158, Issues 2–3, 2008, p.p. 228-256.

ЦИФРОВІ ДВІЙНИКИ ШПИНДЕЛЬНИХ ВУЗЛІВ: СИСТЕМАТИЗОВАНИЙ ОГЛЯД ПУБЛІКАЦІЙ

**Дзюба Д.І., аспірант, Сапон С.П., канд.техн. наук, доцент,
Пономаренко С.В., аспірант**

Національний університет «Чернігівська політехніка», s.sapon@gmail.com

Прогнозоване післявоєнне відновлення українських підприємств шляхом комплектації верстатами закордонного виробництва, що вже були у використанні, потребує простого і швидкого інструментарію, який дозволить визначати власні динамічні характеристики кожного з верстатів та моніторити їх в режимі реального часу протягом експлуатації. Потрібна буде швидка і проста розробка динамічних моделей точності

верстатобудуванні залишилось **143 статті**. Узагальнивши всі статті в яких є загадування про цифрові двійники шпиндельних вузлів залишилась всього **31 стаття**.

Не зважаючи на велику популярність тематики цифрових двійників, з аналізу звуження тематики пошуку бачимо що кількість статей, які дотично пов'язані з ЦД ШВ – критично мала. До того ж детально розглянувши статті, бачимо, що насправді досліджень на задану тематику ще менше, оскільки більшість статей, хоча і мають в ключових словах цифрові двійники ШВ, не розглядають процесу створення самого двійника, або хоча б моделі, а просто загадують, що таке створення можливе. Решта статей, які залишились, розглядають лише ідею створення моделі цифрового двійника, або розглядають вже створені моделі цифрового двійника металорізальних верстатів з ЧПУ, де на шпиндельні вузли встановлені певні сенсори зі зворотнім зв'язком. В цих статтях немає виокремлення створення ЦД ШВ, а є лише ШВ, як частина ЦД металорізального верстата.

Процес створення ЦД ШВ умовно розіб'ємо на 4 етапи: ідея та концепція створення ЦД, моделювання ЦД, експерименти з ЦД і результати впровадження ЦД у виробництво. Всі знайдені статті розділено за цими етапами. Проте, виявилось, що всі статті перебувають на першому етапі – на стадії формування ідеї створення ЦД ШВ. Статті, які описують етапи створення цифрової та реальної моделі (6 статей), або створення експериментального зразка (4 статті) хоча і містять в ключових словах, заголовках згадування про шпиндельні вузли, насправді розглядають створення ЦД металорізального верстата.

Для оперативного моніторингу динамічних характеристик, продуктивності, і експлуатаційних характеристик ШВ мають виконувати функції моніторингу стану системи, розпізнавання проблем та прийняттям автономних рішень по їх усуненню. Широке впровадження цифрових двійників забезпечує виконання таких функцій. Водночас, при функціонуванні системи цифрових двійників існує складність створення сучасних математичних моделей аналітичними і розрахунковими методами. Для створення математичних моделей можливе застосування засобів штучного інтелекту.

Загалом аналізуючи огляд тематики щодо створення цифрових двійників можна сказати, що робіт по створенню цифрового двійника шпиндельного вузла дуже обмаль, вони в повній мірі не розкривають ні впровадження ЦД у виробництво, ні повноцінне функціонування експериментального зразку, лише деякі фокусуються на ідеї створення моделі. Особливо слід відмітити що, при пошуку не виявлено вітчизняних робіт по тематиці цифрового двійника шпиндельного вузла.

Список посилань

1. Kannan, K. A Digital Twin for Grinding Wheel: An Information Sharing Platform for Sustainable Grinding Process. / Kannan, K., Arunachalam, N. // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2019., №141(2), 021015. <https://doi.org/10.1115/1.4042076>.
2. Сапон, С. Концепція створення моделі цифрового двійника інтелектуального шпиндельного вузла. // Технічні науки та технології. – 2023. - №4 (30), 80–90. [https://doi.org/10.25140/2411-5363-2022-4\(30\)-80-90](https://doi.org/10.25140/2411-5363-2022-4(30)-80-90).
3. Scopus.com. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.scopus.com/>
4. Science direct. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.sciencedirect.com/>
5. Web of science. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.webofscience.com/>
6. MDPI. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.mdpi.com/>
7. Research Gate. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.researchgate.net/>
8. GoogleАкадемія. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://scholar.google.com/>

ІНДУСТРІЯ 4.0: ЯК ЦИФРОВА ТРАНСФОРМАЦІЯ ЗМІНЮЄ БІЗНЕС-МОДЕЛІ В ПРОМИСЛОВОСТІ

Косенюк Г.В., *к.т.н., доцент, доцент, ORCID ID: 0000-0003-2103-3904, e-mail: grig@ukr.net*; **Розломій І.О.**, *к.т.н., старший викладач ORCID ID: 0000-0001-5065-9004, e-mail: inna-roz@ukr.net*

Черкаський національний університет імені Богдана Хмельницького

Промисловість дотепер дедалі більше залежить від сучасних технологій та інноваційних розробок, оскільки новітні підходи до виробництва дають змогу заощаджувати ресурси та ефективніше використовувати капітал. Отже, формуються передумови для своєрідних перегонів між компаніями за більш інтенсивне та всеосяжне впровадження різного роду технологій. Крім того, в останні роки, щоб успішно конкурувати на внутрішньому та зовнішньому ринках, промисловим підприємствам необхідно періодично оновлювати частину свого обладнання та технологічних процесів. При цьому до змін долучаються переважно працівники модернізованих ділянок та суміжних служб, і відсоток таких працівників стає дедалі більшим. Відповідно, з'являється запит на навчання персоналу та постійне підвищення його кваліфікації. Як наслідок, найближчими роками, щоб зберегти свої позиції на ринку, вітчизняним суб'єктам господарювання потрібно буде стати повноцінними учасниками четвертої промислової революції. Перехід на рейки Індустрії 4.0 вимагатиме від підприємств докорінної зміни виробничих, технологічних, організаційних бізнес-процесів і загалом управлінської бізнес-моделі, що, безумовно, призведе до заміщення одних професійних ролей іншими. Тут уже мовиться не про окремі зміни в деяких підрозділах, а про системні перетворення, що стосуватимуться бізнес-моделі всього підприємства. Тому напрощуд важко знайти посаду чи професію на промисловому підприємстві, яких би не торкнулися зазначені зміни та перетворення.

Згідно з дослідженням Всесвітнього економічного форуму та PricewaterhouseCoopers (PwC), до 2030 року технологічні рішення Індустрії 4.0 дадуть змогу реалізувати 70% із 169 глобальних завдань розвитку. 70% нової вартості буде створено на базі цифрових платформ. Вже до 2025 року Індустрія 4.0 створить у світі додаткову вартість у розмірі \$3,7 трлн. А до 2030 року буде створено понад \$12 трлн нової вартості лише в таких галузях, як сільське господарство та виробництво продовольства, створення нових матеріалів, міська інфраструктура та система охорони здоров'я [Ошибка! Источник ссылки не найден., с. 22-32]. За даними McKinsey & Company, вже зараз компанії, що впроваджують рішення Індустрії 4.0, підвищують точність прогнозування попиту на 85% і більше, скорочують час виходу на ринок на 30-50%, знижують складські запаси на 20-50%, збільшують продуктивність на 40%, зменшують витрати на технічне обслуговування на 10-40%, скорочують простої на 30-50% та подовжують термін служби обладнання на 20-40%. З 2021 по 2028 рік світовий ринок продуктів та послуг для розвитку Індустрії 4.0 зросте, за оцінками Fortune Business Insights, майже втричі – зі \$116,14 млрд до \$337,10 млрд (середньорічний темп зростання становитиме 16,4%) [Ошибка! Источник ссылки не найден., с. 303–311].

Після пандемії COVID-19 класичні інструменти бізнес-моделювання компаній усіх галузей ринку розпочинають адаптуватися до змін і тенденцій цифровізації економіки, що відбуваються досить швидкими темпами та дають позитивні результати.

Сучасні дослідники зазначають, що поява нових бізнес-моделей, які відкривають широкі можливості для цифрової трансформації та застосування мережевого принципу організації виробництва промислових підприємств, зумовлена передусім розвитком цифрових технологій. До прикладу, І.І. Алексєєнко та її співавтори справедливо наголошують, що впровадження нових інформаційних технологій сьогодні «означає підвищення значущості промислового виробництва, необхідність його модернізації, завдяки

чому промисловість стає високотехнологічним сектором і разом із сферою послуг утворює високотехнологічну економіку» [2]. Саме нові технології сприяють реалізації нових бізнес-моделей і дають змогу впровадити концепції Індустрії 4.0 у практику, змінити існуючі виробничі процеси підприємств, організувати наскрізні інформаційні потоки по всьому ланцюжку створення вартості [6, с. 111-120]. У зв'язку з цим цифрову трансформацію бізнес-моделей у промисловості потрібно здійснювати шляхом упровадження нових цифрових технологій, автоматизації та цифровізації бізнес-процесів.

Безумовно, цифровізація безпосередньо пов'язана зі зміною бізнес-моделей. Цифрових бізнес-моделей існує досить багато, проте вибір оптимальної для конкретного бізнесу – завдання топ-менеджменту. Здебільшого бізнес-моделі стосуються якісних перетворень всередині компанії для скорочення витрат чи збільшення доходу. Системний підхід до розробки цифрових бізнес-моделей демонструють Пітер Вайл та Стефані Ворнер. Вони запропонували 4 бізнес-моделі, що детально описані в роботі [**Ошибка! Источник ссылки не найден.**], залежно від комбінації двох факторів: запиту клієнта та структури бізнесу. Бізнес-моделі описують поведінку компанії як постачальника, модульного виробника, користувача цифрових технологій та драйвера екосистеми.

Найперспективніший напрям цифрової трансформації бізнесу – це застосування моделей зрілості, які можна класифікувати за такими групами:

TRL – Technology Readiness Level – рівні технологічної готовності;

ODMM – Open Digital Maturity Model – відкрита модель цифрової зрілості;

СММІ – Capability Maturity Model Integration – рівні зрілості управління організацією;

DMF – Digital Maturity Framework – простір цифрової зрілості, що складається з 15 напрямів та 5 рівнів зрілості.

Переважно традиційні та цифрові бізнес-моделі мають схожу структуру впровадження. Тим не менш є відмінності, які наведені в табл. 1.

Таблиця 1

Порівняльна характеристика побудови традиційних та цифрових бізнес-моделей

Елементи побудови бізнес-моделей	Традиційні бізнес-моделі	Цифрові бізнес-моделі
Початок процесу моделювання	Мають бути враховані ринкові умови, конкуренція та перспективи подальшого розвитку бізнесу на тривалу перспективу	Можуть бути застосовані на різних етапах планування бізнес-процесів та здатні інтегруватися в існуючі бізнес-моделі
Кількісні показники результативності бізнес-моделі	Здебільшого використовуються фінансові показники та дані фінансової звітності	Базуються не лише на фінансових показниках, а й враховують різні економічні та технічні характеристики
Вибір оптимальної стратегії розвитку бізнесу	Відбувається на етапі активного просування на ринок, практично не підлягає змінам та коригуванню	За результатами моделювання та визначення оптимальної стратегії за допомогою інноваційних цифрових інструментів
Результат моделювання бізнес-процесів у промисловій компанії	Структура управління компанією та визначення перспектив розвитку кожного відділу чи підрозділу.	Застосовуються автоматизовані моделі обробки даних та підтримки ухвалення рішень.

Складено автором на основі [**Ошибка! Источник ссылки не найден.**, с.1-13; **Ошибка! Источник ссылки не найден.**, с. 207-224].

Загалом упровадження цифрових трансформацій бізнес-моделей для промислових підприємств передбачає послідовне проходження наведених нижче етапів.

1. Аналіз типу ринку за допомогою цифрового інструментарію обробки даних.
2. Постановка цілей та завдань подальшого розвитку бізнес-моделі.
3. Вибір стратегії на основі моделювання та аналізу сценаріїв розвитку за різними стратегіями.
4. Вибір типу товару, який забезпечуватиме найбільший фінансовий ефект для підприємства.
5. Оптимізація бізнес-процесу на основі проведення аналітичних процедур.
6. Організація збору даних про потенціал розвитку бізнесу.
7. Обробка та візуалізація даних, підготовка до ухвалення управлінських рішень.
8. Коригування посадових обов'язків спеціалістів на різних посадах.
9. Коригування системи мотивації персоналу компанії відповідно до обраної бізнес-моделі.

Пропонована послідовність дій дасть змогу здійснювати перетворення на промислових підприємствах виражено та на основі обробки значних обсягів інформації, що мінімізуватиме можливість ухвалення хибного рішення на підставі використання недостатньої кількості інформації. Отже, цифровізація та цифрова трансформація відкривають перед промисловими підприємствами нові перспективи розвитку та якіснішого використання різних типів ресурсів.

Список використаної літератури

1. Afonasyova, M. A., Panfilova, E. E., Galichkina, M. A., & Ślusarczyk, B. (2019). Digitalization in economy and innovation: The effect on social and economic processes. *Polish Journal of Management Studies*, 19(2), 22-32. <https://doi.org/10.17512/pjms.2019.19.2.02>
2. Aleksieienko, I., Poltinina O., Leliuk S. (2020). Information support of the management process of the economic entity. *Modern science: problems and innovations: II Intern. scientific-practical. conf. (3-5 May 2020, Stockholm)*. Stockholm, 2020. Retrieved May 2, 2023, from <http://repository.hneu.edu.ua/bitstream/123456789/26133/1/15.pdf>
3. Aleksieienko, I., Leliuk, S., & Poltinina, O. (2020). Information and communication support of project management processes and enterprise value. *Development Management*, 18(3), 1-13. [https://doi.org/10.21511/dm.18\(3\).2020.01](https://doi.org/10.21511/dm.18(3).2020.01)
4. Ayu Nani, D., & Dina Safitri, V. A. (2021). Exploring the relationship between formal management control systems, organisational performance and innovation: The role of leadership characteristics. *Asian Journal of Business and Accounting*, 14(1), 207-224. <https://doi.org/10.22452/ajba.vol14no1.8>
5. Dey, B. L., Yen, D., & Samuel, L. (2020). Digital consumer culture and digital acculturation. *International Journal of Information Management*, 51(102057), 102057. <https://doi.org/10.1016/j.ijinfomgt.2019.102057>
6. Feshina, S. S., Konovalova, O. V., & Sinyavsky, N. G. (2019). Industry 4.0 – transition to new economic reality. In *Industry 4.0: Industrial Revolution of the 21st Century* (pp. 111-120). Springer International Publishing. https://doi.org/10.1007/978-3-319-94310-7_11
7. Pan, W., Xie, T., Wang, Z., & Ma, L. (2022). Digital economy: An innovation driver for total factor productivity. *Journal of Business Research*, 139, 303-311. <https://doi.org/10.1016/j.jbusres.2021.09.061>

СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ УПРАВЛІННЯ РУХОМ В КОНЦЕПЦІЇ «INDUSTRY 4.0» ДЛЯ ЗАДАЧ УПРАВЛІННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИМИ МАШИНАМИ

Жуковський О.Є., Грабар І.Г.

В доповіді показано, що на даний час Людство проживає четверту науково-промислову революцію, яку називають «Industry 4.0». Якщо попередня науково-промислова революція полягала в загальній механізації, яка дозволила замінити людську чи натуральну силу на паровий двигун, то «Industry 4.0» базується на основі діджиталізації та створення цифрових двійників різних процесів (як локальних так і глобальних).

Аналіз процесів розвитку діджиталізації становить за мету визначення суспільно корисних змін та розвитку технічного прогресу [1].

Ідеологія діджиталізації будується на трьох основних етапах:

- Впровадження технології «Інтернет речей» («Internet of Things, IoT) які забезпечують збір інформації про стан і роботу машин і механізмів і передачу їх до глобальної мережі Internet. Практично всі глобальні компанії виробники компонентів прийняли «Industry 4.0» за стандарт сучасності і обладнують всі компоненти, які вони виготовляють, засобами IoT для можливості фіксації та передавання інформації про стан кожного компоненту системи.

- Впровадження хмарних технологій для збереження цих даних, та розробка методів обробки цих даних «Big data», які являють собою величезні структуровані масиви інформації.

- Створення «цифрових двійників» процесів, машин і механізмів на основі цих накопичених і оброблених даних. Створений таким чином «двійник» дозволяє проводити віртуальні зміни в процесах, моделювати їх без фізичного обладнання, і, фінально, після оцінки результатів та їх ефективності приступати до змін (модернізацій) у процесах[2].

Таким чином, всі механічні привідні системи, які можна уніфікувати приводять до стандартних моделей, так званих «технологічних об'єктів». Ці технологічні об'єкти мають набір параметрів, характеристик стану та керуючих впливів – які дозволяють виконувати керування на логічному рівні. Зв'язок між такою логічною моделлю і фізичним об'єктом руху виконує обладнання спроектоване за сучасними технологіями управління, які виключають потребу в необхідності глибокого налаштування проміжних елементів системи (наприклад система комунікації, електропривід, тощо).

Лідерами в провадженні таких рішень є компанії SIEMENS (Німеччина), Omron (Японія), Rockwell Automation (США). Концептуально у всіх компаній однаковий підхід о вирішення задач управління рухом який полягає у створенні лінійки обладнання яке вертикально інтегрується між собою, та дозволяє створити програмно-технічний комплекс, на вершині якого – інструмент для створення/конфігурації і керування технологічним об'єктом, а в основі механізм з системою керування який фізично виконує необхідні рухи. Створення чіткої структури інтеграції та стандартизації, дозволило при еволюції технічного прогресу до «Industry 4.0» створити програмні засоби віртуалізації які дозволяють дослідити процес у віртуальному середовищі, а потім просто перенести його математичну модель до програмно-технічного комплексу. Прикладами таких систем віртуалізації є наприклад як професійна система Siemens NX, так і система для навчання Factory I/O компанії RealGames (дана система є в навчальному класі ITM School Поліського національного університету). Використання таких систем віртуалізації дозволяє дослідити специфіку роботи механізмів, відслідкувати аварійні ситуації, та значно скоротити час реального пуск налагодження та скоротити матеріальні та нематеріальні затрати.








Такі системи складаються з чотирьох основних компонентів:

1. Процесор, в якому виконується математична модель технологічних об'єктів.




TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

2. Система зв'язку з виконавчим електроприводом (наразі використовуються основні механізми – аналогове/дискретне керування, частотне керування, цифрова мережа)
3. Привідний модуль який створює фізичні контролюючі сигнали для виконавчого механізму.
4. Виконавчий механізм (двигун змінного, постійного струму, пневматичний привід, тощо).

Розглянемо детальніше основні види технологічних елементів на основі бібліотеки SIMATIC MOTION CONTROL компанії SIEMENS [3].

Технологічний об'єкт	Опис	Виконується на процесорі	
		стандартного призначення	технологічного призначення
 Вісь по швидкості	Технологічний об'єкт осі швидкості розраховує задані значення швидкості з урахуванням динамічних налаштувань і виводить їх на привід. Усі рухи осі швидкості відбуваються як рухи, керовані швидкістю.	x	x
 Вісь позиціонування	Технологічний об'єкт осі позиціонування обчислює задані значення позиції, враховуючи задані значення позиції динамічної специфікації, і виводить відповідні задані значення швидкості на привід.	x	X
 Синхронізовані осі	Технологічний об'єкт синхронної осі містить усі функції технологічного об'єкта позиціонуючої осі. Синхронна вісь також може слідувати за рухами провідної осі.	x	X
 Зовнішній енкодер	Технологічний об'єкт зовнішнього енкодера визначає позицію та робить її доступною для контролера.	x	X
 Вимірювальний ввід	Технологічний об'єкт вимірювального входу отримує фактичне положення осі або зовнішнього кодера при зміні сигналу на вимірювальному вході.	x	X
 Вихідний кулачок	Об'єкт технології вихідного кулачка генерує сигнали перемикачів залежно від положення осі або зовнішнього енкодера.	x	X
 Cam-відслідковування	Технологічний об'єкт cam track генерує послідовність сигналів перемикачів залежно від положення осі або зовнішнього кодера.	x	x

TERMM-2023 IX Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»

		Кулачкова доріжка може складатися з 32 окремих вихідних кулачків і виводитися на один вихід.		
	Сам-кулачок	Об'єкт технології кулачка визначає передатну функцію $y = f(x)$. Залежність вихідної змінної від вхідної змінної описується в цій передатній функції нейтральним до одиниць способом.	-	x
	Віртуалізація головної осі	При синхронній роботі крос-ПЛК об'єкт проксі-технології провідної осі представляє провідну вісь для локальної синхронної роботи в ЦП.	-	x
	Кінематика	Технологічний об'єкт кінематики розраховує задані значення руху для центральної точки інструменту (TCP) кінематики з урахуванням динамічних налаштувань..	-	x

Як бачимо, у компанії SIEMENS деякі технологічні об'єкти вимагають спеціалізованого обладнання, а популярні технологічні об'єкти можуть виконуватися на процесорах загального призначення. Це пов'язано з тим, що контролерна техніка SIEMENS розрахована на широкий спектр задач (як контроль фізичних процесів, так і для контролю руху). Для порівняння – компанія Omron створила процесори SYSMAC NX які дозволяють виконувати всі доступні технологічні об'єкти для переміщень, але не функціональні для задач контролю потоків чи інших технологічних процесів.

Віртуалізація математичних моделей кінематичних систем дозволяє спроектувати механічні системи з використанням двигунів різних типів в кінцевих привідних точках, виконавши кінематичну модель на рівні мікропроцесорної системи. Двигуни і точки приводу можуть бути обрані з широкого спектру технічних рішень, виходячи з механічних потреб та економічної доцільності використання того чи іншого типу двигуна в великому діапазоні потужностей, від декількох ватт до десятків мегават.

Напрямок розвитку двигунів і систем їх керування є на даний час дуже актуальним на направлений на:

- Підвищення ККД привідних систем
- Мінімізація габаритів компонентів
- Стандартизація та уніфікація компонентів
- Збільшення обчислювальних потужностей для відпрацювання складніших математичних моделей
- Розробка компонентів для простого «ретрофіту» існуючих привідних систем на сучасну елементну базу.

Напрямок привідних систем є наукоємним та потребує широкого спектру досліджень для реалізації кожної конкретної технології в заданих умовах.

Література:

1. Stefan Jenzowsky. “Digital Disruption”. Digitalization becomes reality Top Customer Event, October 16-17, 2018 in Vienna
2. Leonhard Muigg. “Driving the Digital Enterprise for discrete industries”. Digitalization becomes reality Top Customer Event, October 16-17, 2018 in Vienna
3. S7-1500/S7-1500T Motion Control overview V5.0 in TIA Portal V16 (12/2019, English)

ШТУЧНИЙ ІНТЕЛЕКТ ДЛЯ КОНТРОЛЮ ЯКОСТІ В АВТОМОБІЛЬНІЙ ПРОМИСЛОВОСТІ

Самчук Л. М., канд.техн. наук, доцент кафедри прикладної механіки та мехатроніки
Повстяна Ю. С., канд.техн. наук, доцент кафедри інженерії програмного забезпечення
Качковський А. А., студент групи ПЗ-41 факультету комп'ютерних та інформаційних технологій

Луцький національний технічний університет, Україна

Проблема контролю якості виробництва в автомобільній промисловості та його покращення є дуже важливим напрямом. Для оптимізації цього процесу можна використовувати можливості штучного інтелекту, який значно покращить існуючі методи контролю. Актуальність обумовлена як розвитком автомобільної промисловості та збільшенням кількості транспорту, так і необхідністю забезпечення безпеки учасників дорожнього руху.

Про актуальність та важливість теми свідчить значна кількість наукових праць, присвячених контролю якості у цій сфері. Розглядаючи проблеми описані науковцями, можна побачити необхідність в безперервному покращенні наявних стандартів. Можна відзначити роботи таких закордонних науковців, як Mitreva E., M.Sc. Zdravkovska, Prof. Taskov, Prof. Metodijeski, Gjorshevski.

Мета роботи полягає в оцінці можливості та доцільності використання штучного інтелекту для контролю якості автомобільної промисловості.

Технічні несправності автомобіля – одна з частих причин виникнення аварійних ситуацій на дорозі. Тому стан транспортного засобу – не тільки особиста справа водія. Але кожен водій повинен перед виїздом ретельно перевіряти всі важливі вузли автомобіля, і обов'язково знати перелік несправностей, при яких його експлуатація заборонена. Відомо, що конструктивні дефекти торкнулися понад 8 мільйонів автомобілів японських, німецьких та американських виробників. Причина: подушки безпеки японського постачальника Takata можуть тріснути, травмуючи пасажирів автомобіля, а компанії Toyota навіть довелося відповідати перед Конгресом США, тому що згідно офіційних даних загинули люди через те, що педаль для гальм заклинило [1].

Зростання кількості таких подій не є випадковістю, а скоріше результатом впровадження більш коротких циклів моделей та збільшеного тиску конкурентів. Виробники розуміють важливість надання інформації щодо «ідеального продукту»: "Відгуки про безпеку можуть знищити автомобільні компанії", - каже Гуннар Херманн, віце-президент з якості FordEurope. За його словами, забезпечення якості та тестування, а також управління якістю є головними пріоритетами для виробника.

Через свою специфіку автомобільна промисловість встановлює стандарти якості для всього сектора. Стандарти визначають його надійність та безпеку. Виготовлені відповідно до стандартів та випробувані, вони повинні відповідати найвищим вимогам якості.

Інколи виникають помилки, які зазвичай виявляються людьми та записуються у звіти. Таким чином робітники знають про найчастіші дефекти та деякі взаємозв'язки між ними. Цей процес контролю можна помітно прискорити та спростити за рахунок інноваційного використання машинного навчання. Також можна зосередитися безпосередньо на джерелах виникнення помилок. Мета полягає в досягненні стійкого підвищення якості завдяки ефективному використанню машинного навчання. Штучний інтелект зможе не тільки швидше виконувати перевірку, але й знаходити малопомітні взаємозв'язки між різними дефектами і як наслідок – надавати детальний звіт, який легко допоможе подолати причини виникнення, а не просто виявляти факт існування помилки.

Також можна буде оптимізувати етапи виробництва. З часом модель дізнається, які помилки ніколи не трапляються або які трапляються частіше. Завдяки такій підтримці співробітники можуть безпосередньо пропускати певні контрольні точки та процеси,

запропоновані штучним інтелектом, і привертати увагу до областей, які, як правило, виходять з ладу [2].

Обов'язковою умовою розробки індивідуального рішення для контролю якості є збір та оцінка великої кількості даних. Вони генеруються щодня під час поточних операцій і детально описують усі процеси всього виробництва. Таким чином, дані представляють великі обсяги тестування з багатьма окремими кроками.

Враховуючи всі кроки виготовлення та перевірок у ньому, можна додати можливості штучного інтелекту у етапи перевірок, до яких відносяться:

- IQS (вхідний етап перевірок)
- IPQS (контроль під час виробництва)
- OQC (вихідний контроль якості)

UML (United Modeling Language - уніфікована мова моделювання) є результатом спільної розробки фахівців програмної інженерії. Вона широко використовується провідними розробниками програмного забезпечення як метод моделювання програмних продуктів на всіх стадіях життєвого циклу розробки програмних систем. UML стає однією з найбільш використовуваних, бо вона містить всі зібрані переваги в порівнянні з іншими програмними середовищами: швидкість виконання операцій, стандартизований підхід, зручність використання, можливості автоматизації, підтримка різних видів моделювання. Враховуючи всі переваги запропоновано створити діаграму процедури забезпечення якості (рисунок 1) в програмному середовищі UML.

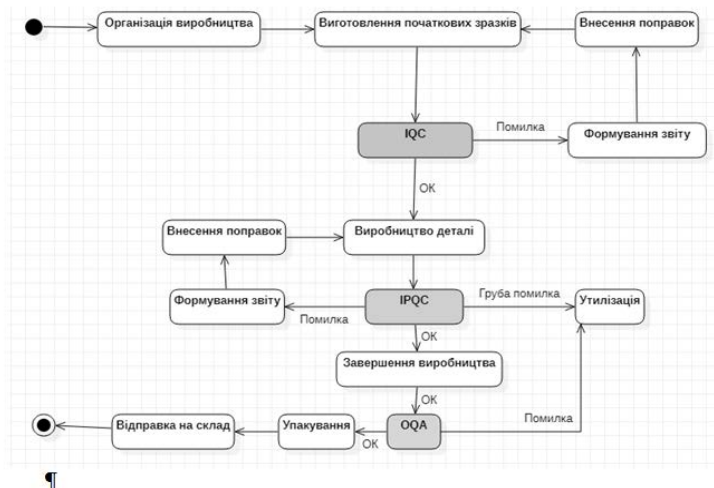


Рисунок 1 – Діаграма процедури забезпечення якості

Застосування компаніями цієї технології в довгостроковій перспективі принесе значні прибутки, а кінцевий споживач отримає свій «ідеальний» транспорт.

Список використаних джерел

1. Mitreva E Quality management and practises in automotive parts production/ Mitreva E., M.Sc. Zdravkovska, Taskov N., Metodijeski D., Gjorshevski H/ Scientific proceedings xxiv international scientific-technical conference «trans & motauto '16» YEAR XXIV, Volume 2, P.P. 4-7 (2016) URL <https://trans-motauto.com/sbornik/2016/2/01.QUALITY%20MANAGEMENT%20AND%20PRACTISES%20IN%20AUTOMOTIVE%20parts.pdf>
2. Quality management in the automotive industry. daaam international scientific book 2012. 2012. С. 619–632. URL: https://www.daaam.info/Downloads/Pdfs/science_books_pdfs/2012/Sc_Book_2012-051.pdf.

РОЗВИТОК ТЕХНОЛОГІЇ 3D ДРУКУ КЕРАМІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ МЕТОДОМ РОБОКАСТИНГ В ІНСТИТУТІ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ім. І.М. ФРАНЦЕВИЧА НАН УКРАЇНИ

Науменко В.Ю., в.о. провідного інженера, ІПМ НАНУ

Зяткевич Д.П., к.т.н., с.н.с., ІПМ НАНУ

Деревянко О.В., м.н.с., ІПМ НАНУ

Згалат-Лозинський О.Б., д.т.н., с.н.с., зав. відділом термомеханічної обробки тугоплавких матеріалів Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича, zgalatlozynskyy@gmail.com

Керамічні матеріали набули широкого поширення в багатьох областях промисловості завдяки своїм унікальним фізико-механічним, триботехнічним та іншим властивостям. Ключовими перевагами цих матеріалів є їх висока твердість, висока міцність, хімічна стабільність і високотемпературні характеристики. В той же час висока твердість і міцність керамічних матеріалів суттєво ускладнюють формоутворення і обробку виробів складної форми на їх основі. Завдяки використанню технологій адитивного виробництва для формування складних керамічних деталей можна обійти вищезгадані проблеми, підвищити гнучкість виробництва і забезпечити швидке виготовлення високоточних керамічних деталей.

Робокастинг - це технологія 3D-друку, при якому спроектовані 3D-структури створюються шар за шаром шляхом екструзії пасти/друкарської фарби з сопла під керуванням автоматизованої комп'ютеризованої системи [1]. Спочатку метод був розроблений в Sandia National Laboratories в 1996 році для виготовлення об'єктів довільної форми з суспензії, що містять низькі рівні зв'язуючої речовини [2-3], і був швидко прийнятий для виготовлення 3D керамічних структур [4]. Робокастинг є особливо багатообіцяючим методом виготовлення керамічних матеріалів, а також біоматеріалів, наприклад кісткових матриць. Біокомпозитна матриця може бути спроектована таким чином, щоб імітувати і замінювати пошкоджену або відсутню частину тіла як "зроблений на замовлення" імплантат [2-5]. При робокастингу паста видавлюється з сопла для створення тривимірних структур. Швидкість екструзії, а також форма і розмір матриці контролюються за допомогою моделі автоматизованого проектування і автоматизованого виробництва (CAD - CAM), що наносить шар за шаром у вигляді тривимірної структури з «чорнила» або пасти, виготовленої з порошку з рідкими і полімерними добавками.

Дослідження 3D -друку методом Робокастинг в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України (ІПМ) проводяться на принтерах ZMorph 2.0 SX з керамічним модулем та Ender 5 з розміщеним на ньому модулі друку пастами Stoneflower clay kit (рис.1).



а



б

Рисунок 1 – 3D принтери для друку за технологією Робокастинг: а - ZMorph 2.0 SX з керамічним модулем, б - Ender 5 з розміщеним на ньому модулі друку пастами Stoneflower Ceramic KIT

У якості компонентів шихти для пасти 3D-принтера, як об'єкт досліджень використовували порошки тугоплавких сполук, а також скло біологічне. Друк проводили пошарово пастами з кераміки зі зв'язуючим для отримання виробів різної форми (рис.2). На даному етапі основна увага була зосереджена визначенню оптимальних співвідношень керамічний порошок – зв'язуюче для отримання форми зразка, що відповідає САD моделі. При 3D -друці методом Робокастинг основна увага приділялась дослідженню впливу параметрів друку (швидкість друку, густина суміші, дисперсність порошку, діаметр отвору сопла) на якість надрукованих зразків (рівномірність розмірів, стан поверхні, наявність міжшарових пустот).



а



б

Рисунок 2 – Процес друку методом Робокастинг (а), надрукований зразок після термообробки (б)

Для кожного матеріалу потрібно підбирати зв'язуюче, яке буде відповідати вимогам до його формування та внесенню небажаних домішок. Так для біокомпозитів були використані зв'язуючі на основі агар-агару та желатину, в той час як приготування паст для тугоплавких порошків базувалось на розчині синтетичного каучуку в бензині [5,6].

Після 3D друку методом Робокастинг ми отримували заготовки, які в подальшому потребували термообробки для видалення зв'язуючого та спікання для набуття виробом необхідних фізико-механічних властивостей. Тут також потрібен індивідуальний підхід, зважаючи на природу матеріалу та вимоги до кінцевого продукту. Наприклад в роботі [5] було отримано порувате скло ($\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3\text{-MgO-CaO-Na}_2\text{O}$). В даному випадку цикл термообробки зразків на основі скла отриманих 3D-друком проводили в три етапи: попередня сушка при кімнатній температурі, сушка в сушильній шафі при температурі 160 °C протягом 30 хвилин та консолідація в печі при 650 °C з витримкою 60 хвилин. В результаті такої термообробки отримували вироби зі скла з відносною поруватістю 40–49%.

В той же час надруковані за технологією Робокастинг зразки на основі MoSi_2 , TiC-TiB_2 піддавали термообробці в вакуумній сушильній шафі для відгону пластифікатору при температурі 400 °C протягом 2 годин (тиск 13 Па). Спікання таких зразків потрібно проводити в вакуумній печі при високих температурах.

1. Bandyopadhyay A. Additive Manufacturing / A. Bandyopadhyay, S. Bose // CRC Press: Baton Rouge, LA, USA. – 2016.
2. Cesarano J. Method for freeforming objects with low-binder slurry / J. Cesarano, P. Calvert // U.S. Patent 6,027,326. – Application filed 28 October 1997. – Application granted 22 February 2000
3. Cesarano J. P. Robocasting Provides Moldless Fabrication from Slurry Deposition / J. Cesarano, R. Segalman, P. Calvert // Ceram. Ind. – 1998, – No. 148, – P. 94–102.
4. Smay J.E. Colloidal Inks for Directed Assembly of 3-D Periodic Structures / J.E. Smay, J.C. Iii, J.A. Lewis // Langmuir – 2002, – No. 84, P. 5429–5437
5. Derevianko, O., Derevianko, O., Zakiev, V. et al. 3d Printing of Porous Glass Products Using the Robocasting Technique. Powder Metall Met Ceram 60, 2022, P546–555.
6. Zgalat-Lozynskyy, O.B. Materials and Techniques for 3D Printing in Ukraine (Overview). Powder Metall Met Ceram 61, 2022, p.398–413

INFORMATION PROTECTION STRATEGIES IN INDUSTRY 4.0: ENCRYPTION AND CYBERSECURITY FOR INDUSTRIAL SYSTEMS

Rozlomii I.O., *PhD, senior lecturer, ORCID ID: 0000-0001-5065-9004, e-mail: innaroz@ukr.net*, **Naumenko S.V.**, *PhD student, ORCID ID: 0000-0002-6337-1605, e-mail: naumenko.serhii1122@vu.cdu.edu.ua*
Bohdan Khmelnytsky National University of Cherkasy

In the era of Industry 4.0, where interconnected industrial systems and advanced technologies drive unprecedented levels of automation and efficiency, ensuring data security and cyber resilience has become a paramount concern. As industries embrace the transformative power of digitalization, the reliance on interconnected networks, cloud computing, and the Internet of Things (IoT) exposes them to a multitude of cyber threats and vulnerabilities [1].

Industrial systems of Industry 4.0 encompass a wide range of sectors, including manufacturing, energy, transportation, and healthcare. These systems integrate physical machinery, sensors, actuators, and software applications to create intelligent, interconnected environments that optimize productivity and decision-making. However, this interconnectedness also creates entry points for cyber attackers, potentially leading to data breaches, operational disruptions, and compromised safety.

The need for robust data security measures and cyber resilience strategies in Industry 4.0 industrial systems cannot be overstated. Organizations must proactively address cyber risks and adopt a comprehensive approach that encompasses prevention, detection, response, and recovery. As the era of Industry 4.0 continues to revolutionize various sectors, the importance of information protection strategies in industrial systems has become paramount. With the rise of interconnected networks, automation, and digitization, industrial systems have become highly vulnerable to cyber threats, making robust encryption and cybersecurity measures essential for maintaining data integrity, confidentiality, and availability [2-4].

Industry 4.0 encompasses a wide range of sectors, including manufacturing, energy, transportation, and healthcare. These sectors leverage advanced technologies such as the Internet of Things (IoT), cloud computing, big data analytics, and artificial intelligence to enhance productivity, efficiency, and decision-making. However, this digital transformation also introduces new risks and challenges, with cybercriminals constantly evolving their tactics to exploit vulnerabilities in industrial systems.

The crucial aspects of information protection strategies in Industry 4.0, with a specific focus on the role of encryption and cybersecurity in safeguarding industrial systems are considered in this article. Encryption acts as a powerful shield, providing a secure mechanism to protect sensitive data from unauthorized access and tampering. It ensures that information remains confidential and maintains its integrity even in the event of a breach. The various encryption techniques employed in Industry 4.0, such as symmetric key encryption, asymmetric key encryption, and homomorphic encryption, highlighting their strengths and applications within industrial systems are considered [5].

The role of data encryption in protecting industrial systems of Industry 4.0 is to ensure the confidentiality, integrity, and availability of data. This is achieved through cryptographic encryption methods that transform plain data into cryptographic data that is unintelligible to unauthorized users.

The fundamental principles of data encryption include the use of encryption algorithms and encryption keys. The encryption algorithm is used to transform plain data into cryptographic data, while the encryption key is used to decrypt the data. Different encryption methods have their advantages and disadvantages, so it is important to choose the one that best suits the needs of the industrial enterprise.

With the development of the Internet of Things (IoT) and «smart» systems, industrial enterprises are becoming increasingly vulnerable to cyber attacks. Data encryption can protect industrial systems from malicious attacks that may lead to data theft, loss of control over the system, or leakage of confidential information. Additionally, implementing data encryption helps businesses comply with legal requirements for the protection of personal data of customers and employees [6].

However, data encryption can also impact the performance of industrial systems, including increased data processing time and reduced data transmission speed. Therefore, it is important to balance the level of protection with system performance and utilize efficient encryption methods.

Data encryption is used in Industry 4.0 industrial systems to ensure the security and confidentiality of processed data. The primary areas of data encryption utilization in Industry 4.0 industrial systems are as follows:

1. Protection against cyber attacks: Data encryption helps safeguard industrial systems against cyber attacks and breaches. Unencrypted data can be stolen or tampered with during transmission, while data encryption ensures their confidentiality and integrity.
2. Personal data protection: Industrial systems in Industry 4.0 collect a significant amount of personal data from employees and clients. Data encryption helps protect this data from unauthorized access and misuse.
3. Intellectual property protection: Industry 4.0 industrial systems contain a substantial amount of intellectual property that can be stolen or copied. Data encryption helps ensure the confidentiality of this data and prevents its theft or unauthorized use.
4. Protection against data leakage: Data encryption helps protect industrial systems from data leakage through system breaches or unauthorized data copying.

Thus, data encryption is an essential component for ensuring security and confidentiality in Industry 4.0 industrial systems.

Protection against data leakage is one of the most crucial aspects of security in Industry 4.0 industrial systems. Robust data encryption reduces the risk of data leakage due to system breaches or unauthorized data copying.

In Industry 4.0 industrial systems, which handle and store large amounts of data, various data encryption algorithms are employed. The key algorithms used in Industry 4.0 industrial systems include:

1. Advanced Encryption Standard (AES): AES is a symmetric encryption algorithm widely used in industrial systems. It is considered one of the most reliable encryption algorithms and is employed to protect against system breaches and data leakage.
2. Rivest–Shamir–Adleman (RSA): RSA is an asymmetric encryption algorithm used for data encryption and signing in industrial systems. RSA provides a high level of security and reliability as encryption and decryption keys are different.
3. Elliptic Curve Cryptography (ECC): ECC is an encryption algorithm based on mathematical principles of elliptic curves. ECC offers high efficiency and security and is used to protect against system breaches and data leakage.

Using data encryption is an important element in protecting industrial systems from data leaks that can result in significant losses. The Elliptic Curve Cryptography algorithm is one of the optimal algorithms for safeguarding data leaks in Industry 4.0 industrial systems. This is due to its speed, efficiency, and low computational power requirements, which are crucial factors for resource-constrained embedded systems commonly used in the industrial sector. However, the use of any encryption algorithm should be accompanied by proper key management and protection to avoid potential security breaches.

In addition to encryption, a comprehensive cybersecurity approach is vital to safeguard industrial systems from evolving threats. The key components of an effective cybersecurity

strategy, including network segmentation, access controls, threat intelligence, intrusion detection systems (IDS), and incident response planning are examined. By adopting these strategies, organizations can detect, mitigate, and respond to cyber threats proactively, minimizing the potential impact on critical operations.

Applying data encryption in Industry 4.0 industrial systems is critical for ensuring security and protection against data leakage. Each algorithm has its advantages and disadvantages, and the choice of a specific algorithm depends on the specific situation and user requirements. In industrial systems, combinations of different encryption algorithms are often used to ensure the highest level of security. Furthermore, data encryption helps protect systems against "man-in-the-middle" attacks, where an attacker gains access to data transmission between two systems and can intercept and modify the data.

New trends and technologies are promising will be useful for improving information protection and cyber security in Industry 4.0. These include blockchain for secure data transactions and supply chain integrity, secure coding practices for developing resilient industrial systems, and the integration of artificial intelligence and machine learning for advanced threat detection and predictive analytics. By using a distributed network of computers, each transaction recorded on a blockchain is verified by multiple participants, making it extremely difficult for malicious actors to manipulate or alter the data [7]. This characteristic is particularly valuable in the context of Industry 4.0, where data integrity is crucial for reliable and trustworthy operations.

Lastly, the integration of artificial intelligence (AI) and machine learning (ML) technologies contributes to advanced threat detection and predictive analytics. AI and ML algorithms can analyze vast amounts of data in real-time, identifying patterns, anomalies, and potential security threats. This enables proactive monitoring and timely response to security incidents, reducing the impact of cyberattacks and enhancing overall cybersecurity in Industry 4.0.

In conclusion, as industrial systems continue to embrace the transformative power of Industry 4.0, the need for robust information protection strategies, including encryption and cybersecurity, cannot be overstated. By implementing effective encryption techniques and adopting comprehensive cybersecurity measures, organizations can fortify their industrial systems against cyber threats, ensuring the integrity, confidentiality, and availability of critical information.

References

8. Pereira, T., Barreto, L., & Amaral, A. (2017). Network and information security challenges within Industry 4.0 paradigm. *Procedia manufacturing*, 13, 1253-1260.
9. Lezzi, M., Lazoi, M., & Corallo, A. (2018). Cybersecurity for Industry 4.0 in the current literature: A reference framework. *Computers in Industry*, 103, 97-110.
10. Ustundag, A., Cevikcan, E., Ervural, B. C., & Ervural, B. (2018). Overview of cyber security in the industry 4.0 era. *Industry 4.0: managing the digital transformation*, 267-284.
11. Wegner, A., Graham, J., & Ribble, E. (2017). A new approach to cyberphysical security in industry 4.0. *Cybersecurity for Industry 4.0: Analysis for Design and Manufacturing*, 59-72.
12. Karampidis, K., Panagiotakis, S., Vasilakis, M., Markakis, E. K., & Papadourakis, G. (2019, September). Industrial CyberSecurity 4.0: preparing the operational technicians for industry 4.0. In *2019 IEEE 24th international workshop on computer aided modeling and design of communication links and networks (camad)* (pp. 1-6).
13. Rubio, J. E., Roman, R., & Lopez, J. (2018). Analysis of cybersecurity threats in industry 4.0: the case of intrusion detection. In *Critical Information Infrastructures Security: 12th International Conference, CRITIS 2017, Lucca, Italy, October 8-13, 2017, Revised Selected Papers 12* (pp. 119-130). Springer International Publishing.
14. Javaid, M., Haleem, A., Singh, R. P., Khan, S., & Suman, R. (2021). Blockchain technology applications for Industry 4.0: A literature-based review. *Blockchain: Research and Applications*, 2(4), 100027.

СЕКЦІЯ МОДЕЛЮВАННЯ МАТЕРІАЛІВ, ІМІТАЦІЯ ТА ОПТИМІЗАЦІЯ

ВПЛИВ ДОДАТКОВИХ КОМПОНЕНТ НА ЗМІНУ МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПІНОПОЛІУРЕТАНІВ

Коменда Д.Т., *PhD-студент, аспірант кафедри прикладної математики та механіки, dkkomenda@gmail.com*

Фурс Т.В., *к.т.н., доц., доцент кафедри прикладної математики та механіки, t.furs@lntu.edu.ua*

Гулай О.І., *д.п.н., проф., професор кафедри матеріалознавства, hulay@i.ua*
Мікуліч О.А., *д.т.н., проф., завідувач кафедри прикладної математики та механіки, Луцький національний технічний університет, shypra@ukr.net*

Застосування виробів, що виготовлені з пінополіуретанів, які мають різну структуру, густину, жорсткість, тип пористості та ін. характеристики, істотно зростає. Перевагами таких матеріалів є не тільки зменшення використання матеріалу для виготовлення відповідних деталей, а і наявність кращих механічних, теплових та фізичних властивостей.

У виробництві застосовують як гнучкий поліуретан, так і пінополіуретан великої жорсткості. Завдяки сучасним технологічним досягненням його зараз застосовують при виготовленні широкого асортименту поліуретанового одягу зі штучної шкіри, а також використовують при виготовленні спортивного одягу та різноманітних аксесуарів [1]. Пінополіуретан великої жорсткості є важливим компонентом багатьох побутових приладів. Тверду піну використовують у системі теплоізоляції холодильників і морозильних камер [2]. Хороші теплоізоляційні властивості жорстких пінополіуретанів є результатом поєднання тонкої структури піни з закритими порами та газів, що перешкоджають теплопередачі. Крім того, м'які та жорсткі пінополіуретани використовуються у автомобільному транспорті для виготовлення сидінь автомобіля, бамперів, стельових секцій салону та ін. У будівництві використання елементів конструкцій з пінополіуретану, що характеризуються високою міцністю у поєднанні з невеликою вагою, легко встановлюються, є довговічними та універсальними, забезпечує збереження природних ресурсів і навколишнього середовища, зменшуючи споживання енергії.

Тому велика кількість наукових досліджень присвячена розробці нових матеріалів на основі пінополіуретанів. Зокрема, в [3] представлено результати досліджень оптимізації термічних та механічних властивостей композиту поліпропілен-воластоніт, відібраних за підходом Бокса-Бенкена. В [4] досліджено використання ізоціанату, який має ненасичені зв'язки та високу активність, при виготовленні поліуретанової піни.

Метою дослідження було вивчити зміну механічних характеристик пінополіуретанів при додаванні додаткових компонент, що мають відмінні від поліуретану властивості. При експериментальних дослідженнях до поліуретану та спінювача було додано силікон для збільшення пластичних деформацій у отриманих матеріалах. Під час проведення досліджень було вивчено процес спінення за різних просторових та температурних умов. Для отриманих піноматеріалів із різним співвідношенням компонент проведено експериментальні дослідження механічної поведінки при стиску. Для піноматеріалу оптимального складу властиві не тільки значні пружні деформації, а й ефект «пам'яті» форми: після прикладання навантаження та втискування у піну за певний час (20-30 с) у зразку відбувалося поступове відновлення початкової форми до повного відновлення. Подальші дослідження будуть спрямовані на дослідження характеристик отриманого матеріалу за різних видів навантажень.

1. <https://collegedunia.com/exams/polyurethane-foam-chemistry-articleid-2615>

2. <https://www.lindenindustries.com/blog/applications-for-automotive-polyurethane-foams/>

3. *Leontiadis, K., Tsiptsias C., Messaritakis, S., Terzaki, A., Xidas, P., Mystikos, K., Tzimpilis, E., Tsvintzelis, I.: Optimization of Thermal and Mechanical Properties of Polypropylene-Wollastonite Composite Drawn Fibers Based on Surface Response Analysis. Polymers 14(5), 924 (2022).*
4. *Chen, Sh., Lei, Sh., Zhu Ju., Zhang T.: The Influence of Microstructure on Sound Absorption of Polyurethane Foams through Numerical Simulation. Macromolecular Theory and Simulation, 30(5), 2000075 (2021).*

МОДЕЛЮВАННЯ КОГЕЗІЙНОЇ ВЗАЄМОДІЇ МІЖ ПЛАСТИЧНОЮ МАТРИЦЕЮ ТА ЖОРСТКИМ ВКЛЮЧЕННЯМ

Михайлов А.О., *д-р філософії., м.н.с., Каргузов В.В.*, *к.ф-м.н., с.н.с., учений секретар ІІМ НАН України, Михайлов О.В.*, *д.т.н., с.н.с., пров.н.с., ol2016@i.ua*

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України,
вул. Академіка Кржижановського, 3, Київ, 03142, Україна*

Методом комп'ютерного моделювання досліджено поведінку композиційного матеріалу під дією зовнішнього силового навантаження. Композиційний матеріал був пластичною матрицею, що містить жорсткі включення. Розглянуто процес відшарування матриці від включення при різних схемах навантаження: одновісне розтягування, одновісний стиск, двовісне розтягування.

При моделюванні когезійної взаємодії використовували поняття когезійної зони (Cohesive Zone), яка характеризується залежностями напруження – переміщення (або деформації) у нормальному та дотичних напрямках до контактної поверхні. Вигляд цих залежностей, що описують еволюцію руйнування, може бути різним і визначається властивостями зв'язків між компонентами композиційного матеріалу.

Моделювання виконано методом скінчених елементів з використанням спеціальних когезійних елементів (cohesive elements), що мають малу товщину. Когезійні елементи можуть деформуватися в напрямку нормалі до поверхні під дією навантажень, що розтягують. Під дією стискаючих навантажень деформація не відбувається. Крім того, можлива деформація зсуву.

Розглядалася елементарна комірка композиційного матеріалу, яка представляла собою пластичну матрицю та жорстке включення. Матеріал матриці – сплав Al, матеріал включення – SiC. Силове навантаження елементарної комірки здійснювалося за різними схемами: одновісне розтягування, одновісний стиск, двовісне розтягування. Розглядали плоско-деформований стан та чверть перерізу елементарної комірки (у силу симетрії). Залежності напруження – переміщення при нормальному і дотичному навантаженні, що визначають еволюцію відшарування матриці від включення, а також параметри когезійної взаємодії були взяті на підставі результатів роботи [1]. При цьому вважали, що дані роботи, отримані теоретично, є верхньою оцінкою сил когезійної взаємодії. У реальних умовах (окислення, домішки, нерівні поверхні контакту тощо) вони можуть бути меншими.

Під час моделювання розглядали кілька розрахункових схем. У першому випадку між жорстким включенням та матрицею знаходився шар когезійних елементів. Відповідно до другої схеми розглядалося відшарування матриці від алюмінієвого включення, на яке нанесений додатковий шар SiC. Крім того, розглянуто поведінку композиційного матеріалу при одновісному розтягуванні, матриця якого була пористою.

Результати моделювання показали, що вплив схеми деформування впливає на протікання процесу відшарування матриці від жорсткого включення.

При одновісному розтягуванні відшарування матеріалу виникає у верхній частині перерізу елементарної комірки і поширюється вниз при збільшенні ступеня деформації.

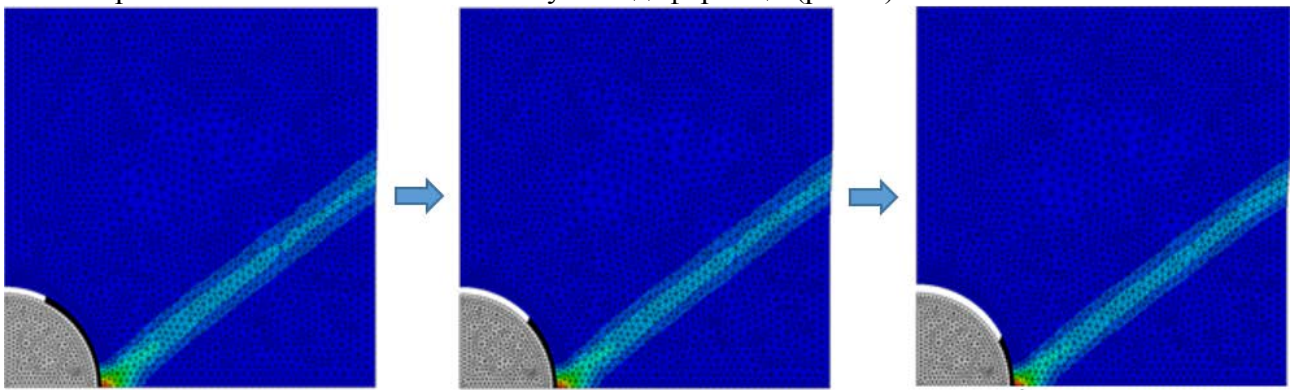
Максимальні еквівалентні напруження виникають в нижній частині матриці в зоні контакту з включенням. У цій області також відбуваються найбільші деформації.

Максимальні еквівалентні напруження при одновісному стисканні виникають у верхній частині матриці в області контакту з жорстким включенням. Також максимальні напруження виникають у центрі включення. Найбільші деформації відбуваються у верхній частині матриці в області контакту з включенням.

Відшарування матриці від включення при двовісному розтягуванні відбувається по всій поверхні контакту. Максимальні еквівалентні напруження та деформації виникають у матеріалі матриці біля всієї контактної з включенням поверхні.

Моделювання процесу відшарування матриці від включення зі сплаву алюмінію, на поверхню якого нанесений керамічний шар, показало, що схема деформування впливає аналогічно до розглянутих вище прикладів. У той самий час відбувається значна деформація включення під впливом стискаючого навантаження. При розтягуванні включення практично не деформується, що можна пояснити відшаруванням включення від матриці.

При деформуванні композиційного матеріалу при одновісному розтягуванні, матриця якого пориста, відбуваються процеси локалізації деформації та зростання пористості. За відсутності жорсткого включення матеріал максимально розуцільнюється в нижній лівій області перерізу. Якщо сили когезійної взаємодії досить великі (відшарування матеріалу не відбувається), то пористість починає збільшуватися у верхній частині перерізу. При певних значеннях сил когезійної взаємодії можливе одночасне відшарування включення від матриці та збільшення пористості її матеріалу. Співвідношення між відшаруванням та розуцільненням визначається величиною когезійних сил та властивостями матеріалу матриці. Відшарування матеріалу виникає у верхній частині перерізу елементарної комірки та поширюється вниз зі збільшенням ступеня деформації (рис.1.).



Область максимальної пористості

Рисунок 1 – Еволюція одночасного відшарування включення від матриці та збільшення пористості її матеріалу

Таким чином можна зробити висновок, що схема деформування суттєво визначає вид напружено-деформованого стану композиційного матеріалу та процес відшарування матриці від включення. Якщо матеріал матриці пористий, можливе одночасне відшарування включення від матриці та збільшення пористості її матеріалу. Співвідношення між відшаруванням та розуцільненням визначається величиною когезійних сил та властивостями матеріалу матриці.

Список літератури

1. Dandekar, C.R., & Shin, Y.C. (2011). Molecular dynamics based cohesive zone law for describing Al–SiC interface mechanics. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 42(4), 355–363

КОМПЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ В НАПІВЗАКРИТОМУ ШТАМПІ

Кирилюк С.Ф., м.н.с.; Баглюк Г.А., д.т.н., проф., чл.-кор. НАНУ; Кирилюк Є.С., к.т.н., н.с. Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ

Вступ

Одним з найбільш ефективних процесів порошкової металургії, що забезпечують отримання високощільних (практично безпористих) виробів (зокрема і складної форми), є гаряче штампування поруватих заготовок [1–5]. Крім максимальної щільності, яку може забезпечити застосування цієї технології, отримані з її використанням матеріали мають інші специфічні особливості, зокрема – спадкову дрібнозернистість, що вигідно відрізняють її від методів ливарного переділу або (у разі застосування технології порошкової металургії) високотемпературного спікання порошкових заготовок у присутності рідкої фази.

При розробці технологічного процесу гарячого штампування поруватих заготовок у кожному конкретному випадку здійснюється вибір оптимальних форми, розмірів і поруватості вихідної заготовки під штампування, а також схеми деформації. Зазначені параметри не тільки визначають технологічність і техніко-економічну ефективність процесу, але і в значній мірі — якість матеріалу поковки. Другий з розглянутих технологічних варіантів має багато спільного з класичними методами об'ємного штампування компактних металів, однак, присутність пористості зумовлює відомі особливості пластичної течії матеріалів, обумовлені тим, що крім формозміни, характерної і для компактних матеріалів, процес супроводжується також незворотними об'ємними змінами.

У той же час, у практиці порошкової металургії перший технологічний підхід з використанням схеми закритої об'ємної деформації, що передбачає допресування пористих заготовок шляхом їх осадження в штампі з мінімальною течією матеріалу (що реалізується тільки за рахунок заповнення технологічного зазору між стінкою матриці та нагрітої заготовки) у напрямку, нормальному до напрямку прикладання деформуєчого зусилля, знайшов значно більш широке застосування [4]. Однак, суттєвим недоліком такої схеми деформації є те, що при її реалізації вироби, отримані допресуванням, за відсутності відчутних поперечних деформацій, зазвичай мають залишкову пористість близько 2% внаслідок того, що найбільш інтенсивно закриття пор та руйнування оксидної плівки на поверхні частинок відбувається при зсувних деформаціях. У той же час відомо, що щільність матеріалу поковки — не єдиний критерій, який визначає формування структури та властивостей металу. Залежно від схеми напружено-деформованого стану при однаковій кінцевій щільності порошкового металу істотно змінюються також мікроструктура, пластичні властивості і, особливо, ударна в'язкість [6–7].

Також, враховуючи виклики що постають перед промисловістю та науковцями в світі, все частіше постає необхідність в отриманні готового виробу з заданими фізико-механічними властивостями. Дослідженню впливу схеми деформування на процеси ущільнення та фізико-механічні властивості готових виробів все більше приділяється уваги.

Метою даної роботи є проаналізувати еволюцію зміни розподілу деформацій та поруватості про об'ємі поковки а також вплив схеми деформування на фазо- та структуроутворення при гарячому штампуванні циліндричних поковок.

Методика досліджень

Моделювання процесу гарячого штампування проводили методом скінченних елементів [8] з використанням елементів дискретизації у вигляді ізопараметричних чотирикутних блоків з білінійною функцією форми з використанням програмного комплексу DEFORM 2D/3D. В якості реологічної моделі композиту, що деформується, була прийнята модель жорстко-пластичного поруватого тіла, матеріал якого підпорядковується умові

пластичності виду [9, 10]. В якості вихідної для композиту використовується пресовка циліндричної форми з вихідною поруватістю $\Theta=20\%$, які були спресовані з порошку алюмінієвого сплаву Al-2024 (аналог – Д16Т), пресовка в свою чергу поміщена в сталеву оболонку з монолітного матеріалу, матеріал оболонки AISI-1015 (аналог – Сталь15). Температура нагріву заготовок під штампування складала $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, температура матриці — $20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Швидкість руху верхнього деформуючого пуансону складала $0,6\text{ м/с}$. Коефіцієнт тертя між заготовкою та інструментом приймали рівним $0,3$. Беручи до уваги симетричність заготовки, що деформується, відносно осей координат, моделювання проводили для половини її поздовжнього перерізу.

Результати моделювання а також експериментальних даних та їх обговорення

Результатами моделювання показали, що запропонована нами схема штампування дає змогу отримати без поруватий матеріал про, що свідчать відсутні у матеріалі концентратори напружень (у вигляді пор), які знижуються механічні властивості композиту. У свою чергу варто відмітити, при деформуванні спостерігається накопичення деформацій та поступове вирівнювання її величини по об'ємі матеріалу, що сприяє підвищенню механічних властивостей та подрібненню структури матриці композиту.

Для встановлення впливу схеми деформування на фазо та структуроутворення при деформуванні алюмоматричних композитів системи Al-Ti-C були проведенні експериментальні дослідження. Підготовка композитів здійснювалась за наступною технологічною схемою: термічний синтез [11], пакування синтезованого композиту у капсуль (для захисту штампового оснащення та зменшення впливу атмосфери на матеріал), гаряче штампування, підготовка зразку для подальших досліджень.

На рис. 1 приведена СЕМ гарячештампованого алюмоматричного композиту в різних точках перерізу. Зйомку проводили в різних місцях для дослідження впливу деформаційної складової на мікроструктуру композиту. Наклавши знімки електронної мікроструктури на епюру розподілу інтенсивності деформацій видно, що для композитів системи Al-Ti-C досліджувана схема штампування забезпечує однорідну структуру по всьому об'ємі поковки.

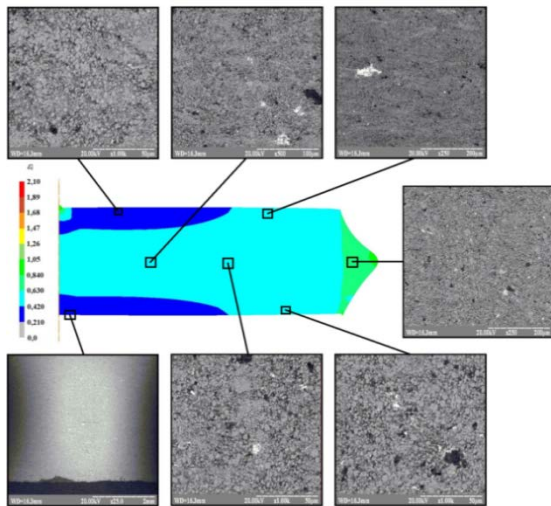


Рисунок 1 – СЕМ алюмоматричного композиту системи Al-Ti-C в різних точках перерізу

З наведених знімків електронної мікроструктури композиту чітко видно наявність двох фаз: алюмінієвої матриці та рівномірно розташованих дисперсних включень карбиду титану. Також, помітно незначну кількість чорних включень, було встановлено, що це місця викришування карбідної складової в процесі підготовки шліфа. Отриманий алюмоматричний композит методом гарячого штампування, абсолютно без пористий, що підтверджується даними гідростатичного зважування. На рис. 2 приведені результати рентгенофазового аналізу штампованого алюмоматричного композиту.

На дифрактограмі прослідковуються лише піки алюмінію та карбиду титану, тому можемо зробити висновок, що гаряче штампування не впливає на фазовий склад попередньо синтезованого алюмоматричного композиту.

Використання гарячого штампування для

компактування попередньо синтезованого алюмоматричного композиту дає змогу отримати напівфабрикати для подальшої обробки з майже нульовою анізотропією фізико-механічних властивостей.

Висновки: Результати комп'ютерного моделювання показали, що досліджувана схема деформування в більшості об'єму поковки забезпечує рівномірність розподілу інтенсивностей деформацій в межах $\epsilon_i=0,427\div 0,627$, також варто відмітити характерні зони затруднених деформацій в яких величина інтенсивності деформацій коливається в межах $\epsilon_i=0,227\div 0,427$.

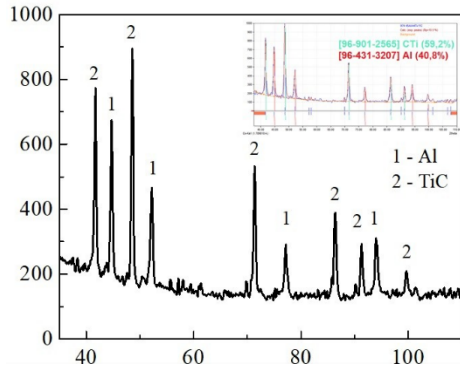


Рисунок 2 – Дифрактограма алюмоматричного композиту системи Al–Ti–C

Результати мікроструктурного аналізу гарячештамованого композиту системи Al–Ti–C показали, що досліджувана схема штампування забезпечує однорідну структуру по всьому об'єму поковки, та у всьому діапазоні інтенсивності деформацій ($\epsilon_i=0,227\div 1,05$). При цьому гаряче штампування дає змогу отримати компактний матеріал з нульовою поруватістю. Результати рентгенофазового та мікроструктурного аналізу показали, що композит складається з алюмінієвої матриці та карбиду титану що утворюється під час термічного синтезу. Вищезазначене дає змогу зробити загальний висновок, що використання

гарячого штампування для компактування попередньо синтезованого алюмоматричного композиту дає змогу отримати напівфабрикати для подальшої обробки з майже нульовою анізотропією фізико-механічних властивостей.

Список літератури

1. Сердюк Г.Г., Свистун Л.И. Технология порошковой металлургии. Ч 3. Спекание и дополнительная обработка; учеб. Пособие. Краснодар: Изд-во. ГО УВПО Кубан. гос. технол. ун-та, 2005. 241 с.
2. Fischmeister H.F., Arén B., Easterling K.E. Deformation and densification of porous preforms in hot forging. *Powder Metallurgy*. 2014. 14:27. P. 144–163.
3. Brian James W. Powder forging. *Reviews in particulate materials*. 1994. Vol. 2. P. 173–214.
4. Дорофеев Ю.Г., Гасанов Б.Г., Дорофеев В.Ю. Мищенко В.Н., Мирошников В.И. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий. М.: Металлургия, 1990. 206 с.
5. Кун Х.А. Основные принципы штамповки порошковых заготовок. Порошковая металлургия материалов специального назначения. М.: Металлургия, 1977. С. 143–158.
6. Баглюк Г.А. Влияние деформационных параметров на структуру и свойства горячештамованных порошковых материалов. *Обработка материалов давлением*. 2011. № 1 (26). С. 139–145.
7. Shishkina Y.A., Baglyuk G.A., Kurikhin V.S. et al. Effect of the deformation scheme on the structure and properties of hot-forged aluminum-matrix composites. [Powder Metallurgy Metal Ceram](#). 2016. Vol. 55. P. 5–11.
8. Kobayashi Sh., Он S.-I., Altan T. *Metal Forming and the Finite-Element Method*. New York, Oxford: Oxford University Press, 1989. 377 p.
9. Shima S., Oyane M. Plasticity theory for porous metals. *Int. J. Mechanical Sci.* 1976. Vol. 18. P. 285–291.
10. Khoei A.R. *Computational Plasticity in Powder Forming Processes*. Elsevier Science, 2005. 449 p.
11. Yevheniia Kuryliuk, Genadii Bagliuk, Stepan Kuryliuk, et al. Study of aluminum content on the structure and phase composition of synthesized aluminum-matrix composites. "MACHINES. TECHNOLOGIES. MATERIALS". 2023. Vol. 1. P. 46-49

МОДИФІКАЦІЇ МОНОКРИСТАЛІВ PbI_2

Фурс Т.В., к.т.н., доц., доцент кафедри матеріалознавства, t.furs@lntu.edu.ua;

Гулай О.І., д.п.н., проф., професор кафедри матеріалознавства, hulay@i.ua;

Шемет В.Я., к.х.н., доц., доцент кафедри матеріалознавства, shemet5@i.ua

Луцький національний технічний університет

Перспективність використання монокристалів PbI_2 у сфері напівпровідникової електроніки, у якості матеріалу для фотоелементів, приладів детектування, спонукала до розвитку напрямків їх досліджень: фундаментальні дослідження процесів росту, комплексні дослідження фізико-хімічних властивостей і фізичних явищ у даних монокристалах. Водночас, пошук і розробка ефективних монокристалічних структур, підвищення функціональних властивостей, пошук нових сфер застосування є передумовами створення модифікацій монокристалів PbI_2 .

Метою роботи було проаналізувати і узагальнити питання модифікування структури і властивостей монокристалів PbI_2 .

Аналізуючи численні результати досліджень в області проблематики одержання і вивчення властивостей монокристалів PbI_2 [1-10], можна виділити такі способи (чинники) їх модифікування: умови одержання, легування, інтеркаляція, термічний відпал, вплив іонізуючого випромінювання (рис. 1).

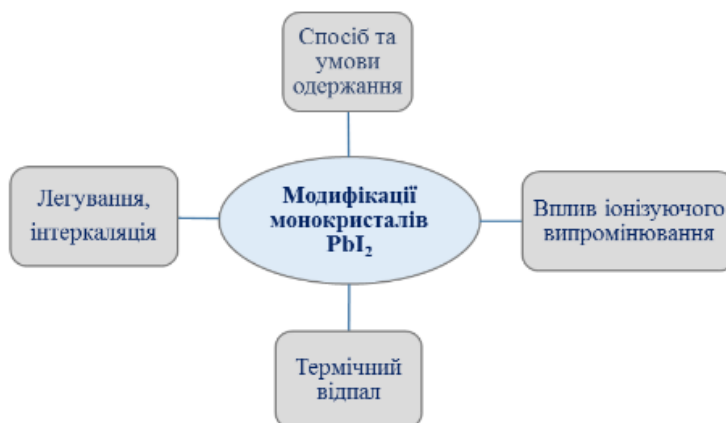


Рисунок 1 – Способи модифікування монокристалів PbI_2

Плюмбум (II) йодид належить до шаруватих кристалів, структуру якого можна модифікувати залежно від способу й технологічних умов одержання. Зокрема, однією з причин утворення різноманітних типів структури вважається вплив технологічних домішок на процес кристалізації і їх нерівномірний розподіл в кристалічних шарах, внаслідок чого можливе зміщення одного шару кристала відносно іншого. Загалом ідентифіковано близько 30 структурних модифікацій PbI_2 [2, 3], серед яких найчастіше отримуються 2H, 4H, 6R, 12R- політипи. Як показують дослідження, використання високочистих вихідних компонентів сприяє утворенню 2H-модифікації PbI_2 .

Структурні модифікації плюмбум (II) йодиду можливі також за термічних впливів. Наприклад, стійка при кімнатній температурі 2H-модифікація [3], перетворюється при нагріванні монокристалу PbI_2 вище $100\text{ }^\circ\text{C}$ у 12R.

Модифікації структури PbI_2 здатні здійснювати переходи з одного виду в інший при зовнішніх фізичних впливах (термічна обробка, дія електромагнітного випромінювання, зокрема й іонізуючого тощо) [7, 8].

Модифікації монокристалів PbI_2 відрізняються за властивостями. Так, величина електропровідності плюмбум дийодиду зменшується при збільшенні ступеня очищення вихідної сировини і зростає після термічного відпалу [3].

Пошук шляхів забезпечення високої стабільності електрофізичних параметрів PbI_2 при одночасному збереженні їх достатньої чутливості до випромінювання сприяв розвитку досліджень в області легування та інтеркаляції цих кристалів. Такі процеси приводять до утворення нових сполук зі зміною параметрів ґратки кристалічної структури матриці, фізико-хімічних властивостей, електричних, оптичних і спектральних характеристик порівняно з вихідною речовиною PbI_2 [4-7]. Модифіковані сполуки виявилися перспективними матеріалами в якості нових функціональних матеріалів різного призначення, наприклад: напівпровідникових матеріалів для твердотільної електроніки, сонячних батарей, чутливих елементів приладів детектування тощо [8-10].

Дослідження фізико-хімічних властивостей монокристалів PbI_2 у взаємозв'язку із способом й умовами одержання, зовнішніми фізичними полями дає змогу передбачити, які модифікації потрібно провести, щоб матеріал відповідав функціональному призначенню і технічним вимогам.

1. Der-Yuh Lin, Bo-Cheng Guo, Zih-You Dai, Chia-Feng Lin and Hung-Pin Hsu. PbI_2 Single Crystal Growth and Its Optical Property Study. *Journal Crystals*, 2019, 9 (11). P. 589, <https://doi.org/10.3390/cryst9110589>.

2. Matkova, A., Shvabyuk, V., Furs, T., Shvabyuk, V. The Influence Technological Aspects to the Formation of Defects in PbI_2 Single Crystals. *Materials Science Forum*. 2019. V. 968. P. 161–<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.968.161>.

3. Фурс Т.В., Шемет В.Я. Аналіз політипних модифікацій монокристалів PbI_2 Актуальні проблеми хімії, матеріалознавства та екології: матеріали I Міжн. наук. конф. (Луцьк, 12-14 травня 2021 року). Луцьк, 2021. С. 150-151.

4. Rybak O.V. and Chekaylo M.V. Structural, morphological and luminescence studies of Fe-doped PbI_2 crystals. *J. Phys. Opt.* 2021, Volume 22, Issue 4, P. 270-278.

5. Рыбак О.В. Получение и свойства кристаллов PbI_2 , легированных Cu или Ag // Неорган. материалы. 2014. Т. 50. № 2. С. 223–227 [doi.10.1134/S0020168514020149](https://doi.org/10.1134/S0020168514020149).

6. Furs T.V., Hulaj O.I., Shemet V.Ya. Investigation of Electronic Conductivity in PbI_2 :Hf Single Crystals. *Physics and Chemistry of Solid State*, 2019V. 20, № 4 P. 396-400. DOI: 10.15330/pcss.20.4.396-400.

7. Свиридюк Г. Ю., Фурс Т. В. Вплив β -випромінювання на електрофізичні властивості монокристалів PbI_2 . Сучасні проблеми експериментальної, теоретичної фізики та методики навчання фізики: матеріали V Всеукраїнської науково-практичної конференції молодих учених (м. Суми, 22-24 квітня 2019 р.). Суми, 2019. С. 68-70.

8. X.H. Zhu, Z.R. Wei. Growth and characterization of PbI_2 single crystals used for gamma ray detector. *Cryst. Res. Technol.* 2007. V. 42, № 5. P. 456-459.

9. J. Liu, Y. Zang, *Crystal Research and Technology* 52(3), 1600370 (2017) [doi: 10.1002/crat.201600370](https://doi.org/10.1002/crat.201600370).

10. Tariq M. Al-Daraghme, Mahmoud H. Saleh, Mais Jamil A. Ahmad, Basim N. Bulos, Khawla M. Shehadeh, Mousa M. Abdul-Gader Jafar, *Journal of Electronic Materials* 47(3), 1806 (2018) <https://doi.org/10.1007/s11664-017-5953-3>

МЕТОД ОПТИМІЗАЦІЇ ВІБРОПОГЛИНАЛЬНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПІНОПОЛІУРЕТАНІВ

Мікуліч О.А., д.т.н., проф., завідувач кафедри прикладної математики та механіки,
shypra@ukr.net

Самчук Л.М., к.т.н., доц., доцент кафедри прикладної механіки та мехатроніки,
samchuk204@gmail.com

Денейчук В. Є., PhD-студент, аспірант кафедри прикладної математики та механіки,
slavikon50@gmail.com

Луцький національний технічний університет,

Використання пінополіуретанів різної структури, густини, жорсткості, типу пористості істотно зростає у різних сферах виробництва. Такі матеріали мають низку переваг у порівнянні з аналогічними елементами, що виготовлені із неспінених полімерів. Окрім зменшення використання матеріалу для виготовлення відповідних деталей, отримані елементи мають кращі механічні, теплові та фізичні властивості.

Велика кількість наукових досліджень присвячена аналізу зміни структури пінистих матеріалів задля оптимізації їх характеристик, та здійснена на основі експериментальних досліджень. Так у [1] представлено результати дослідження впливу додавання екструдера до мікропористої піни на зміну механічних властивостей матеріалу. Адитивний метод отримання полімерних пін на основі прямого бульбашкового запису запропонований у [2]. Такий підхід дозволяє отримати полімерні піни з практично однаковими розмірами пор, об'ємною часткою та зв'язністю. У [3] показано можливість проведення оптимізації термічних та механічних властивостей композиту поліпропілен-волластоніт на основі експериментів, відібраних за підходом Бокса-Бенкена. Переваги використання ізоціанату, який має ненасичені зв'язки та високу активність, при виготовленні поліуретанової піни досліджувалися у [4].

Крім того, низка робіт експериментального характеру, зокрема роботи R.S. Lakes [Ошибка! Источник ссылки не найден.-7], описують результати досліджень, що проведені у рамках уточнених моделей механіки суцільного середовища — континууму Коссера, та враховують вплив не тільки механічних характеристик матеріалу, а й його мікроструктури.

Відповідно до принципу Пуансо, у загальному випадку дія довільної системи сил на тіло еквівалентна головному вектору та головному моменту. При цьому, у тілі окрім силових напружень виникають також і моментні. Щоб врахувати їх вплив необхідно припустити умову дискретності внутрішньої мікроструктури.

В основу теорії пружності Коссера [8] покладено припущення, що кожна матеріальна точка має властивості твердого тіла: шість ступенів вільності, що характеризують положення у просторі та орієнтацію. У рамках цієї теорії з'являються додаткові фізичні параметри, що характеризують лінійний розмір, момент інерції частин та властивості частин відносно обертання. Дослідження взаємодії частинок мікрополярного тіла здійснюється не тільки з врахуванням силових (звичайних), але і моментних напружень.

Тому результати, отримані у роботах [5-7] дають можливість пояснити наявність значних відмінностей результатів експериментальних досліджень пінистих матеріалів від дослідних даних, отриманих за використання класичних теорій механіки деформівного твердого тіла.

Саме цей підхід використано у роботі для розробки методу оптимізації ефективних характеристик структурно-неоднорідних, зокрема, пінистих матеріалів. У рамках континууму Коосера [8], де при застосуванні аналітичних співвідношень можна врахувати вплив обертально-зсувних деформацій мікрочастинок середовища, розроблено метод аналізу

впливу мікроструктури матеріалу на швидкість згасання хвиль у таких матеріалах. На основі основних принципів хвильової механіки у рамках моментної теорії пружності Коссера для випадку задачі у постановці Новацького [9] отримано характеристичне рівняння 4-го порядку, що дозволяє не тільки визначити швидкості зсуву-обертання у середовищі, а і проаналізувати їх зміну та розподіл при зміні частоти прикладеного навантаження. З урахуванням проведеного у роботі аналізу отриманого характеристичного рівняння записано аналітичні представлення для розрахунку швидкостей поширення хвиль зсуву-обертання у мікрополярних середовищах.

Розроблена методика оптимізації вібропоглинальних характеристик структурно-неоднорідних матеріалів ґрунтується на аналізі зміни швидкості поширення хвиль зсуву-обертання та фазової швидкості у мікропорярих середовищах при зміні механічних (модуля Юнга) та фізичних (густини) характеристик матеріалу класичної теорії пружності та розмірів комірок та масштабних факторів моментної теорії пружності при зміні останніх. При цьому враховано можливі варіації цих характеристик на основі експериментальних досліджень, отриманих у [5].

Симуляційний аналіз поставленої задачі виконаний для випадку пінистих поліуретанів на основі отриманих у роботі аналітичних залежностей та результатів експериментальних досліджень, отриманих у роботах [5, 7]. Розроблений підхід може бути використаний для виготовлення пористих матеріалів з наперед заданими вібропоглинальними характеристиками, а також при оптимізації режимів експлуатації структурно-неоднорідних матеріалів.

5. Azimi, H., JAHANI, D., Mohebifar, A., Yazdan, M.: Optimization of mechanical properties of PP-polymer foam fabricated via extruder. *Journal of Applied Research of Chemical -Polymer Engineering*, 5(1): 105-120 (2021).
6. Visser, C., Amato, D., Mueller, J., Lewis, J.: Architected Polymer Foams via Direct Bubble Writing. *Advanced Materials* 31(46), 1904668 (2019).
7. Leontiadis, K., Tsiptsias C., Messaritakis, S., Terzaki, A., Xidas, P., Mystikos, K., <https://sciprofiles.com/profile/author/Q1BPQkJRb1lrYTD6OWViY1F1bGo4WIZGdlVRVDZsYnJnM09tRDhqGxYTt0=Tzimpilis, E., Tsivintzelis, I.>: Optimization of Thermal and Mechanical Properties of Polypropylene-Wollastonite Composite Drawn Fibers Based on Surface Response Analysis. *Polymers* 14(5), 924 (2022).
8. Chen, Sh., Lei, Sh., Zhu Ju., Zhang T.: The Influence of Microstructure on Sound Absorption of Polyurethane Foams through Numerical Simulation. *Macromoleculal Theory and Simulation*, 30(5), 2000075 (2021).
9. Lakes, R.: Experimental evaluation of micromorphic elastic constants in foams and lattices. *Zeitschrift für angewandte Mathematik und Physik* 74, 31 (2023).
10. Lakes, R.: Softening of Cosserat sensitivity in a foam: Warp effects. *International Journal of Mechanical Sciences* 192, 106125, (2021).
11. Lakes, R.: Cosserat shape effects in the bending of foams. *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 2086328 (2022).
12. Erofeev, V.I.: *Wave Processes in Solids with Microstructure*. World Scientific, Singapore (2003).
13. Nowacki W. *The Linear Theory of Micropolar Elasticity*, Springer, New York (1974).
14. Mikulich, O.: *Wave Propagation Speed Analysis in Polyurethane Foams*. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 465–472 (2023).

СЕКЦІЯ МІКРОМЕХАНІКА, ЕФЕКТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ ФІЗИКО-ХІМІЧНА ТЕХНОЛОГІЯ ОЧИЩЕННЯ МЕТАЛОВУГЛЕЦЕВИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ТЕРМОКАТАЛІТИЧНОМУ РОЗКЛАДАННІ ВУГЛЕЦЮ

Скачков В.О., *д-р техн. наук, доцент, професор кафедри, skavira@ukr.net,*
Карпенко Г.В., *канд. техн. наук, доцент кафедри, abkarpenko2017@gmail.com,*
Бережна О.Р., *канд. техн. наук, доцент, докторант кафедри, berolgar@gmail.com,*
Запорізький національний університет

Металовуглецеві матеріали (МВМ) вивчаються у всіх передових, технологічно розвинених країнах. Застосування таких матеріалів забезпечує перспективи в розвитку мікроелектроніки, медицини, матеріалознавства й процесів каталізу. МВМ синтезуються трьома основними процесами:

- осадженням з парової фази графіту;
- розкладанням карбідів металів;
- хімічним осадженням з газової фази вуглеводнів.

У представленій роботі металовуглецеві матеріали одержували в процесі термокаталітичного розкладання монооксиду вуглецю на металах групи заліза (Fe, Ni, Co) і їх з'єднаннях в інтервалі температур від 400 до 700⁰С шляхом газофазного осадження вуглецю на поверхні каталізатора. Отримані матеріали містять каталізатори, аморфний вуглець і структурований вуглець у вигляді волокнистих утворень - вуглецевих нанотрубок.

Одержання з МВМ високоякісних вуглецевих нанотрубок (ВНТ) представляє складну проблему й вимагає пошук нових методів і технологічних схем. Практично всі відомі методи одержання МВМ не забезпечують одержання чистих нанотрубок. Звичайно вони одержуються з забрудненням частками каталізаторів й аморфним вуглецем.

Способи очищення МВМ поділяють на фізичні, хімічні й комбіновані. Сполучення процесів фізичних і хімічних методів очищення дозволяє забезпечувати цілісність вуглецевих нанотрубок, їх більш повне очищення від часток каталізаторів й аморфного вуглецю.

Метою проведених досліджень є розробка технологічної послідовності одержання очищених металовмісних матеріалів шляхом термокаталітичного розкладання монооксиду вуглецю на залізовмісних каталізаторах (Fe₂O₃).

Для досягнення поставленої мети вирішували наступні завдання:

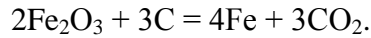
- вивчення методів відновлення часток каталізатора до заліза,
- процеси видалення частки Fe через парову фазу пентакарбонілу заліза;
- відпрацювання методів селективного окислювання аморфного вуглецю в середовищі діоксиду вуглецю;
- оцінка впливу вмісту очищених нанотрубок у матеріалі який складається з поліуретану й вуглецевих нанотрубок на його щільність, межу міцності на розтягання й граничне звуження.

Механізм росту вуглецевих нанотрубок полягає в реалізації наступних процесів:

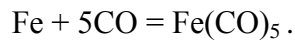
- дифузія реакційної газової суміші CO із парами H₂O к кожній частці каталізатора Fe₂O₃;
- адсорбція монооксиду вуглецю на поверхні частки каталізатора і її розкладання з утворенням атомів вуглецю;
- дифузія частини атомів вуглецю з утворенням упорядкованих наноструктур.

Очищення продуктів, отриманих при термокаталітичному розкладанні CO, від аморфного вуглецю й часток каталізатора дозволяють одержати очищені металовуглецеві матеріали у вигляді вуглецевих нанотрубок. У першу чергу необхідно видалити з отриманого

МВМ частки каталізатора. Вміст каталізатора в отриманому продукті становить 27,3 %. Для цього Fe_2O_3 відновлюють за температури 900°C до заліза. Відновлювачем є аморфний вуглець, який наявний в отриманому продукті з достатнім надлишком:



Наступним етапом є витяг заліза шляхом його перенесення в пари пентакарбонілу заліза. Пентакарбоніл заліза утворюються за температури вище 150°C і тиску, не нижче 15,0 МПа в середовищі СО за реакцією:



Продукт, очищений від металевої фази, містить вуглець у вигляді високоорієнтованої структури нанотрубок, аморфної складової (сажі) і залишкового заліза. Видалення аморфної складової засновано на селективному окислюванні продукту в середовищі діоксиду вуглецю.

Процес окислювання аморфного вуглецю реалізовано за температури 570°C та концентрації діоксиду вуглецю $62 \cdot 10^{-4}$ кг/м³. Швидкість подачі діоксиду вуглецю становить $2,92 \cdot 10^{-10}$ м³/с. Константа швидкості окислювання аморфного вуглецю приймалося у вигляді: $k = 3,6 \cdot 10^{-4} \exp(33400/RT)$. Час окислювання склав $7,2 \cdot 10^3$ с. Маса окисленого аморфного вуглецю склала 16 % від маси очищених МВМ.

Очищені ВНТ використовувались як наповнювач поліуретану марки Eracast RT - 70А на основі ізоціанату й поліолу. Ступінь наповнення ВНТ становила від 0,5 до 10 вагових відсотків. Щільність отриманого композиційного матеріалу, залежно від вмісту в ньому МВМ, склала від 1,01 до 1,08 г/см³ при вмісті МВМ від 0 до 10 %. Межа міцності на розтягання при вмісті 2 % МВМ склала 7,6 МПа. Зі збільшенням вмісту МВМ до 10 %, межа міцності знижується до значень 3,5 МПа.

Висновки.

1. Відновлення $\text{Fe}(\text{CO})_5$ до металу всебічно вивчене й апробовано, процес відновлення контролюється шляхом фіксації кількості продукту реакції - CO_2 .

2. Певні складнощі виникають при одержанні пентакарбонілу з відновлених часток заліза. Технологічно складно забезпечити тиск у середовищі СО, що необхідне для утворення $\text{Fe}(\text{CO})_5$. Крім того, немає надійного методу контролю за ступенем переходу Fe у пентакарбоніл. Значно простіше це питання може бути вирішений для МВМ, отриманих на нікельвміщуючих каталізаторах.

3. Модифікація поліуретану очищеними ВНТ впливає на його механічні властивості, збільшуючи міцність практично у два рази.

СЕКЦІЯ ЗЕЛЕНА ЕНЕРГЕТИКА, БІО-ТА МЕДИЧНІ МАТЕРІАЛИ

**МІКРОМЕХАНІЧНІ, КОРОЗІЙНІ ТА ТРИБОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ
БІОМЕДИЧНОГО СПЛАВУ Co-28Cr-6Mo, ВИГОТОВЛЕНОГО ЗА СТАНДАРТНОЮ
ТА АДИТИВНОЮ ТЕХНОЛОГІЯМИ**

**Єфременко Б.В., к.т.н., Олійник І.М., к.т.н., доц., Малишева І.Ю., к.т.н., доц.,
Єфременко В.Г., д.т.н., проф.,
Приазовський державний технічний університет
Лекату А.Г.,
університет м. Янніна (Греція)**

В роботі проведено порівняльний аналіз мікромеханічних, корозійних і трибологічних властивостей біомедичного сплаву Co-28Cr-6Mo, виготовленого за двох технологій: класичної (лиття, деформування гарячим куванням, термічна обробка) та адитивної, із використанням LPBF-друку (Laser Powder Bed Fusion). Дослідження виконувались з використанням електронно-мікроскопічних та рентгеноструктурних методів аналізу, наноіндендації, а також випробувань на корозію та тертя в середовищі, що моделює плазму крові (SBF – Simulated Body Fluid). Були отримані наступні результати:

1. Деформований сплав мав структуру, яка складалась із двох твердих розчинів на базі кобальту з решітками ГПУ (60,4 об.%) та ГЦК (29,6 об.%). Мікроструктура сплаву характеризувалася поліедричними зернами діаметром $43,9 \pm 7,1$ мкм та вираженою хімічною неоднорідністю, викликаною дендритною ліквідацією (дендритний малюнок зберігся після кування). З іншого боку, у сплаві, виготовленого методом 3D-друком, в структурі переважала модифікація кобальту з ґраткою ГЦК (72,8 об.% ГЦК + 27,2 об.% ГПУ). 3D-друкована структура мала трирівневу ієрархічну структуру, кожен рівень якої відрізнявся розмірами структурних компонентів, а саме: («ванна розплаву» + епітаксіальні (стовпчасті) зерна) → (чарункова мережа) → (дислокаційні стінки та сегрегаційні скупчення атомів Mo і Cr, викликані деформаційними процесами при формуванні шарів металу). Чарунки розмірами $0,60 \pm 0,05$ мкм були основним елементом структури LPBF сплаву, який позитивно впливав на його механічні та трибологічні характеристики. Збагачення металу молібденом та хромом спостерігалось в міждендритних ділянках деформованого сплаву та по границях чарунок в LPBF-сплаві.

2. Встановлено, що LPBF-сплав має перевагу перед деформованим сплавом в значеннях модуля пружності та нанотвердості. Крім того, LPBF-сплав має кращі трибологічні показники (нижчі значення коефіцієнту тертя та зносу при терті кулькою SiC у SBF-середовищі). Переваги LPBF-сплаву пояснюються його чарунковою будовою та проявом ефекту Холла-Петча, а також локальними напругами, спричиненими сегрегацією Mo та Cr на межах чарунок. Трирівнева ієрархічна структура LPBF-сплаву забезпечувала ефективне гальмування руху дислокацій та попереджала розвиток мікротріщин.

3. Деформований та LPBF-сплави мали приблизно однаковий опір електрохімічній корозії в SBF-середовищі, демонструючи істинну пасивацію, низьку щільність корозійного струму (порядку $10\text{--}4$ мА/см²) і дуже високу стійкість до локалізованої корозії. Сплав LPBF продемонстрував більш високе стандартне відхилення середнього значення корозійного потенціалу, що пояснюється його більш складною (ієрархічною) структурою та, особливо, різноманітністю орієнтацій комірчастих субзерен і стовпчастих зерен. Обидва сплави виявили ознаки метастабільного пітінгоутворення, які були більш інтенсивними у випадку LPBF-сплаву через його комірчасту будову. Незважаючи на більш складну та тонку мікроструктуру, LPBF-сплав продемонстрував дещо нижчу щільність корозійного струму порівняно з деформованим сплавом, що пояснюється меншим рівнем залишкових напруг.

4. В результаті проведення досліджень констатовано, що виготовлений за LPBF-технологією сплав Co-28Cr-6Mo не поступається обробленому сплаву за корозійною стійкістю, тоді як він помірно перевершує деформований аналог за рівнем мікромеханічних властивостей та зносостійкості. Це вказує на перспективність біомедичного використання 3D-друкованого сплаву Co-28Cr-6Mo в якості імплантатів, зокрема, для виготовлення колінного та кульшового суглобів.

ФОРМУВАННЯ ГІДРОКСИПАТИТНИХ ПОКРИТТІВ НА ПОПЕРЕДНЬО МОДИФІКОВАНІЙ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ6

Проскурняк Р. В., к.т.н., н.с. proskurnjak83@gmail.com

Ткачук О. В., к.т.н., ст.д., с.н.с. tkachukoleh@gmail.com

Погрелюк І. М., д.т.н., проф., зав. відділу, irynapohrelyuk@gmail.com

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Титан і титановий сплав ВТ6 (Ti-6Al-4V) мають хорошу біосумісність і стійкість до корозії, і тому широко використовуються для виготовлення дентальних і ортопедичних імплантів [1]. Поверхнєве модифікування титанових сплавів медичного призначення (зокрема, сплаву ВТ6) часто застосовують через кращу приживлюваність імпланту з такою поверхнею, ніж із механічно обробленою. Загалом, воно спрямоване на створення поверхні, подібної до кісткової. Титановий сплав ВТ6, з якого виготовляють дентальні імпланти, піддається корозії у фізіологічних розчинах. Спостережуване під час контакту з клітинами виділення йонів металу та продуктів зносу в навколишні тканини може призводити до їх запальних процесів і деградації імплантів. Щоб забезпечити експлуатаційні вимоги, поверхню імплантів модифікують.

Плазмо-електролітне оксидування (ПЕО) – анодне окиснення за високої напруги в розчинах електролітів – успішно використовують *in vitro*, зокрема, для формування гідроксиapatиту ($\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$) на поверхні імплантів[2]. ПЕО покриття шорстке, пористе та товсте, що забезпечує значну площу для контакту імпланта з кісткою, проте недостатньо корозійнотривкий у фізіологічних середовищах [3–5].

Для зміцнення поверхні титанових сплавів і покращення її корозійної тривкості застосовують, зокрема, азотування та оксинітрування [6]. Такі шари володіють підвищеними механічними та трибологічними характеристиками. Нітрид і оксинітрид титану біосумісні як з кров'ю, так і з кістковою тканиною, тому ефективно захищають поверхню імплантів. Також нітридні та оксинітридні покриття, сформовані дифузійним методом (з газової фази), забезпечують хорошу адгезію.

Таким чином, комбінування методів термодифузійного насичення та ПЕО може відкрити нові можливості у створенні функціональних покриттів на титанових сплавах медичного призначення.

Мета роботи – вивчити морфологію та корозійну поведінку поверхневих шарів титанового сплаву ВТ6 після комбінованого оброблення, яке передбачає модифікування поверхні у два етапи, коли на першому формують оксинітрований шар, забезпечуючи корозійну тривкість у фізіологічному середовищі, а на другому – гідроксиapatитне покриття, зумовлюючи надійну остеоінтеграцію.

Гідроксиapatитне покриття формували методом ПЕО у лужному електроліті (гідроксиapatит + 1М гідроксиду калію) за напруги осадження 160 V упродовж 1 хв на попередньо оксинітрованому титановому сплаві ВТ6. Оксинітрування виконували наступним чином: нагрівали у вакуумі 10 мПа до температури 850°C, за якої у робочу камеру напускали азот (10⁵ Па) та витримували 5 год, після чого охолоджували до 500°C в розрідженому кисневмісному середовищі (P_{O₂}=0,001, 0,01, 0,1 Па), потім систему вакуумували.

Згідно рентгенівського фазового аналізу оксинірованої за $P_{O_2}=0,001$ Па поверхні титанового сплаву ВТ6, оксинітридна фаза представлена рефлексами (111), (200) (220), (311) і (222). Окрім цього, у поверхневому шарі сплаву фіксували рефлекси фази Ti_2N , а також диоксиду титану TiO_2 в модифікації рутилу, на що вказують рефлекси оксидної фази (110), (211) і (220) слабкої відносної інтенсивності. Присутність у дифракційному спектрі рефлексів α -Ti зі збільшеними міжплощинними відстанями вказує на утворення дифузійного шару (твердого розчину азоту в титані), який відділяє нітридну плівку від матриці сплаву. Зі збільшенням парціального тиску кисню до 0,1 Па кількість та інтенсивність рефлексів фази TiO_2 зростає.

Збільшуючи парціальний тиск кисню від 0,001 Па до 0,1 Па, параметр ґратки оксинітриду титану зменшується від 0,4240 нм до 0,4227 нм. Отже, при збільшенні парціального тиску кисню у вищезгаданому діапазоні збільшується вміст кисню в потрійній сполуці, а склад оксинітриду титану змінюється в межах: $TiN_{0,46}O_{0,54} \rightarrow TiN_{0,42}O_{0,58} \rightarrow TiN_{0,36}O_{0,64}$.

Згідно рентгенівського фазового аналізу, після ПЕО на поверхні титанового сплаву ВТ6 з оксинітридним шаром $TiN_{0,46}O_{0,54}$ фіксуються слабкі рефлекси гідроксиапатиту. Окрім цього, на поверхні присутні фази титанату кальцію, дикальційфосфату ангідриду, TiO_2 , Ti_2N , α -Ti. Після ПЕО сплаву з $TiN_{0,42}O_{0,58}$ і $TiN_{0,36}O_{0,64}$ кількість та інтенсивність рефлексів фази гідроксиапатиту збільшується.

На поверхні титанового сплаву ВТ6 з оксинітридними шарами $TiN_{0,42}O_{0,58}$ і $TiN_{0,36}O_{0,64}$ в процесі ПЕО формується рівномірне пористе покриття зі сфероїдальними утвореннями (сферолітами), що характерно для гідроксиапатитної структури, що не спостерігалось на поверхні сплаву з $TiN_{0,46}O_{0,54}$. Співвідношення Ca/P для ПЕО покриття, сформованому на $TiN_{0,46}O_{0,54}$, становить 2,37, а на $TiN_{0,42}O_{0,58}$ та $TiN_{0,36}O_{0,64}$ – 1,63...1,64, що наближається до Ca/P=1,67, характерного для біологічного гідроксиапатиту, який є основою кісткової тканини.

Проведені корозійні дослідження у розчині Рінгера, який моделює середовище людського організму, показали, що гідроксиапатитні покриття, сформовані на титановому сплаві ВТ6 з оксинітридними шарами $TiN_{0,42}O_{0,58}$ і $TiN_{0,36}O_{0,64}$, мають кращу корозійну тривкість порівняно з $TiN_{0,46}O_{0,54}$. Таким чином, гідроксиапатитне покриття, утворене на попередньо модифікованій поверхні, яка містила більший вміст кисню, забезпечило кращий антикорозійний захист.

Список літератури

- [1] Advances in sustainable grinding of different types of the titanium biomaterials for medical applications: A review / K. Ronoh, F. Mwema, S. Dabees, D. Sobola. *Biomedical Engineering Advances*. 2022. Vol. 4. 100047.
- [2] Durdu S., Usta M., Berkem A. S. Bioactive coatings on Ti6Al4V alloy formed by plasma electrolytic oxidation // *Surface and Coatings Technology*. 2016. Vol. 301. P. 85–93.
- [3] Characteristics of in-situ synthesized hydroxyapatite on TiO_2 ceramic via plasma electrolytic oxidation / E. Ahounbar, S. Mohammad M. Khoei, H. Omidvar. *Ceramics International*. 2019. Vol. 45. P. 2909–4146.
- [4] Investigation on the corrosion behavior and biocompatibility of Ti-6Al-4V implant coated with HA/TiN dual layer for medical applications / M. Kazemi, S. Ahangarani, M. Esmailian, A. Shanaghi. *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 397. 126044.
- [5] Formation of hydroxyapatite coatings on titanium by plasma-electrolytic oxidation in alkaline electrolytes / I.M. Pohrelyuk, R.V. Proskurnyak, O.V. Tkachuk, Yu.V. Obukh. *Materials Science*. 2020. Vol. 55. P. 563–568.
- [6] Effect of temperature on gas oxynitriding of Ti-6Al-4V alloy / I. Pohrelyuk, J. Morgiel, O. Tkachuk, K. Szymkiewicz. *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol 360 P. 103–109.

ВСТАНОВЛЕННЯ КОРЕЛЯЦІЙНИХ ЗАЛЕЖНОСТЕЙ ВІДСТАНІ МІЖ ЕЛЕКТРОДАМИ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ ПЛАЗМОЕЛЕКТРОЛІТНИХ БІО-ПОКРИТТІВ

Імбирович Н. Ю.^{1, к.т.н., доцент, Повстяной О.Ю.1, д.т.н., професор}

Курджидловський К.Я.^{2, д.т.н., професор, Боярська І.В.^{1, к.т.н., доцент}}

¹Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, Україна

²Білостоцький технічний університет, м. Білосток, Польща

Технології інженерії поверхні об'єднують сучасні та перспективні методи модифікації поверхні конструкційних матеріалів та сплавів, що дозволяє одержувати поліфункціональні покриття із широкою галуззю застосування. Конкурентним існуючим способам поверхневого зміцнення останнім часом розглядається метод створення покриттів на вентильних металах плазмоелектролітним оксидуванням (ПЕО), як нова технологія інтенсивної анодної обробки металів. Процес здійснюється за схемою „анод-катод” в умовах поверхневих іскрових розрядів (мікророзрядів) на оброблюваній поверхні (аноді) у результаті плазмохімічних реакцій, а управляти властивостями покриттів можна зміною складу електроліту і режимами синтезу. Створені таким способом покриття характеризуються високими адгезією до основи, твердістю та корозійною стійкістю [1-3].

Процес формування покриття проходить в електричному полі, яке є джерелом енергії для плазмохімічних реакцій на робочому електроді. Збільшення анодного потенціалу поза фарадеївську ділянку призводить до пробію діелектричної або напівпровідникової плівки анода, яка формується при проходженні фарадеївської ділянки. Пробій здійснюється внаслідок інжекції електронів із валентної зони в зону провідності. У пробійному каналі сильно зростає температура, проходить дисоціація та іонізація електроліту і формується плазмовий згусток, в якому реалізуються плазмохімічні реакції синтезу оксиду (рис. 1).

Дослідження впливу віддалі електрода (катода) на формування та властивості оксидокерамічного покриття та електрофізичних параметрів процесу синтезу оксидокерамічного покриття в різних електролітах дали можливість встановити оптимальну відстань між електродами. Досліджено, що незалежно від складу електроліту і віддалі між електродами за постійної густини струму напруга між електродами змінюється практично лінійно.

Встановлено, що незалежно від складу електроліту і віддалі між електродами за постійної густини струму напруга між електродами змінюється практично лінійно.

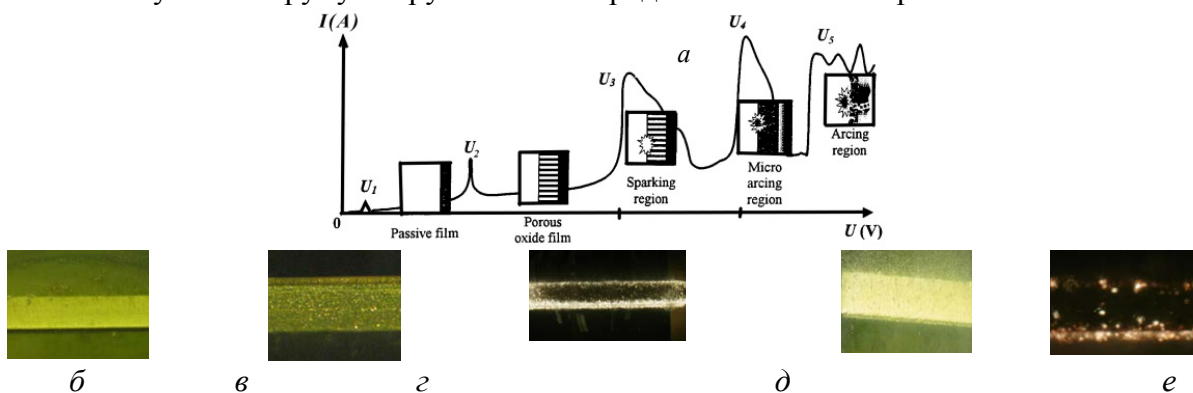


Рис. 1. Стадійність процесу синтезу: а – схема гальваностатичного режиму ПЕО; б – виділення водню на разку; в – початкове іскріння; г - пробій оксидної плівки; д – іскріння по всій поверхні зразка; е – кінцевий етап синтезу

Виявлено, що спад напруги на робочому електроді не залежить від віддалі між електродами, але залежить від концентрації електроліту. Експериментально підтверджено,

що напруженість електричного поля в електролітах стрімко зростає, починаючи з віддалі між електродами 25 см і менше. На цій критичній віддалі спостерігається мінімальна товщина покриття, що викликано збідненням електроліту між електродами.

Пропонуємо для часткового зменшення негативного впливу цього ефекту збільшувати площу допоміжного електрода.

Список посилань

3. Микродуговое оксидирование (обзор) / И.В. Суминов, А.В. Эпельфельд, В.Б. Людин, А.М. Борисов, Б. Л. Крит // Приборы. – 2001. - №9. – С. 13 – 23.

4. Anode current effects in plasma electrolytic oxidation C.B.Weі, X.B.Tіan, S.Q.Yang X.B.Wang, Ricky K.Y.Fu, Paul K. Chu. Surface&CoatingsTechnology 201 (2007) 5021–5024.

5. Imbіrovich N.Y., Klapkiv, M.D., Posuvailo, V.M., Povstyanoi, O.Y. Properties of ceramic oxide coatings on magnesium and titanium alloys synthesized in electrolytic plasma // Powder Metallurgy and Metal Ceramicsthis link is disabled, 2015, 54(1-2), pp. 47–52.

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЕЛЕКТРОМОБІЛІВ

*Дембіцький В.М., к.т.н., доц., доцент кафедри автомобілів і транспортних технологій dvm2@meta.ua, Дзьоба Б.М., магістрант кафедри автомобілів і транспортних технологій, Дорошук І.С., магістрант кафедри автомобілів і транспортних технологій
Луцький національний технічний університет*

Ефективна експлуатація електромобілів є важливим аспектом для зниження впливу транспорту на довкілля. Шляхи підвищення ефективності експлуатації електромобілів викликають інтерес у науковій спільноті. Можна відмітити роботи [1-5].

Електромобілі мають менший вплив на довкілля порівняно з традиційними автомобілями з двигунами внутрішнього згоряння. Ось кілька факторів, які показують позитивний вплив електромобілів:

1. Зменшення викидів шкідливих газів: Електромобілі не мають вихлопних газів, оскільки вони працюють на електричних двигунах. Це означає, що вони не викидають вуглекислий газ (CO₂), оксиди азоту (NO_x) і інші шкідливі речовини, які сприяють забрудненню повітря та здоров'ю людей.

2. Зменшення ефекту парникового газу: Електромобілі також допомагають зменшити викиди вуглекислого газу, що сприяє зміні клімату. Це особливо важливо в контексті глобального потепління і зусиль для зниження парникових газів у повітрі.

3. Використання відновлюваної енергії: Заряджання електромобілів може бути здійснене з відновлюваних джерел енергії, таких як сонячна чи вітрова. Це дозволяє знизити залежність від копалин, таких як нафта або вугілля, і зменшити негативний вплив видобутку цих ресурсів на навколишнє середовище.

4. Ефективне використання енергії: Електромобілі мають вищий коефіцієнт корисної дії, ніж автомобілі з двигунами внутрішнього згоряння. Це означає, що більше енергії, яка використовується для зарядження батареї електромобіля, перетворюється на рухову енергію.

З іншої сторони, якщо розглядати можливості підвищення ефективності експлуатації транспортних засобів з електричним приводом, то пропонуються наступні аспекти:

1. Оптимізація керування енергією: Ефективне керування енергією є ключовим фактором для підвищення діапазону їзди електромобілів. Виробники автомобілів розробляють системи управління енергією, які оптимізують використання електричної енергії, зокрема шляхом рекуперації енергії під час гальмування та регенеративного заряджання.

2. Розвиток інфраструктури зарядки: Розширення інфраструктури зарядки є важливим аспектом для забезпечення зручності та доступності заряджання електромобілів. Розвиток швидкозарядних станцій і розташування їх у стратегічних місцях сприяє зменшенню часу очікування на зарядку та забезпеченню більшої зручності для власників електромобілів.

3. Розширення діапазону їзди: Постійні дослідження та розвиток батарейних технологій допомагають збільшити діапазон їзди електромобілів. Високоємні літій-іонні батареї та розвиток нових типів батарей, таких як тверді станові акумулятори, дозволяють електромобілям подолати більші відстані перед потребою в зарядці.

4. Збільшення ефективності зарядних пристроїв: Вдосконалення зарядних пристроїв може допомогти збільшити швидкість зарядки та знизити втрати енергії під час процесу зарядки автомобіля.

5. Вдосконалення конструкції автомобіля: Оптимізація конструкції електромобілів може допомогти знизити масу автомобіля та покращити аеродинамічні характеристики. Легші матеріали, такі як алюміній та композити, можуть бути використані для скорочення ваги, що зменшує енергію, необхідну для руху. Краща аеродинаміка допомагає зменшити опір повітря, що покращує енергоефективність автомобіля.

6. Розвиток технологій швидкої зарядки: Великий прогрес робиться в розробці технологій швидкої зарядки, які дозволяють значно скоротити час зарядки батареї. Технології, такі як зарядка постійного струму високої потужності (DC Fast Charging) та удосконалені системи керування теплом, дозволяють заряджати автомобіль значно швидше.

7. Розширення використання сонячних панелей: Встановлення сонячних панелей на електромобілі може допомогти заряджати батарею за допомогою сонячної енергії. Це дозволяє зменшити залежність від зовнішньої електромережі та сприяє використанню відновлювальних джерел енергії.

8. Екодрівінг та підвищення свідомості: Правильний стиль водіння може також впливати на ефективність експлуатації електромобіля. Такі практики, як плавне розганяння та гальмування, використання режиму економії енергії та планування маршруту з урахуванням доступності зарядних станцій, допомагають зберігати енергію та максимізувати довжину пробігу на одній зарядці.

В підсумку можна зазначити. Шляхи підвищення ефективності експлуатації транспортних засобів з електричним приводом включають оптимізацію керування енергією, розвиток інфраструктури зарядки, розширення діапазону їзди, збільшення ефективності зарядних пристроїв, вдосконалення конструкції автомобіля, розвиток технологій швидкої зарядки, використання сонячних панелей та екодрівінгу. Ці заходи сприяють зменшенню емісії шкідливих газів, використанню відновлювальних джерел енергії та загальному покращенню екологічного впливу транспорту. Продовжуючи розвивати та впроваджувати ці практики, можна сприяти створенню більш сталої та екологічно чистої транспортної системи.

Література

1. *Karthikeyan P., S. Vinothini, Lakshmanan M., N. Selvam, Dr. P. Jenopaul, Kumaresan V.* Design and Implementation of Solar Powered Electric Vehicle for Multitasking Application in Agriculture. *Annals of the Romanian Society for Cell Biology*, 25(2), 923–930 (2021). Retrieved from <https://www.annalsofrscb.ro/index.php/journal/article/view/1042>

2. *Talwariya, Akash, Singh, Pushpendra and Kolhe, Mohan.* Non-cooperative game theory based stepwise power tariff model using Monte-Carle simulation for agricultural consumers *Open Agriculture*, vol. 4, no. 1, 2019, pp. 418-425. <https://doi.org/10.1515/opag-2019-0041>

3. *Laurencas Rastlavičius, Artūras Keršys, Rolandas Makaras,* Management of hybrid powertrain dynamics and energy consumption for 2WD, 4WD, and HMMWV vehicles, *Renewable*

and Sustainable Energy Reviews, Volume 68, Part 1, 2017, Pages 380-396, ISSN 1364-0321, <https://doi.org/10.1016/j.rser.2016.09.109>.

4. Арзун Ш.В. Визначення найбільш ефективних тягових джерел струму для електромобілів // *Автомобільний транспорт*. 2017. №41.

5. . Lebkowski A. Studies of Energy Consumption by a City Bus Powered by a Hybrid Energy Storage System in Variable Road Conditions. *Energies*. 2019; 12(5):951. <https://doi.org/10.3390/en12050951>

6. Pustiulha S. et al. Construction of the Geometrical Models of a Multiple-Factor Optimization of the Technical and Operating Parameters of the Trolleybuses with an Autonomous Move Margin // *Communications-Scientific letters of the University of Zilina*. – 2022. – Т. 24. – №. 1. – С. B29-B40.

7. Dembitskiy V. Influence of a system “vehicle – driver – road – environment” on the energy efficiency of the vehicles with electric drive // *Proceedings of ICCPT 2019*, May 28-29, 2019. — Tern.: TNTU, Scientific Publishing House “SciView”, 2019. — P. 162–173. <http://elartu.tntu.edu.ua/handle/lib/28705>

ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ БІОКОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ

Кашицький В.П.^[0000-0003-2346-912X], к.т.н., проф., Садова О.Л.^[0000-0002-6152-5447], к.т.н., доц., Климовець О.Б.^[0009-0002-6889-1199], аспірант, Мазурок В.С.^[0000-0003-4939-4357], аспірант

Луцький національний технічний університет

Вступ. Полімеркомпозитні матеріали на основі синтетичних полімерів мають недоліки, що обумовлено шкідливим впливом на екологію під час виготовлення та утилізації виробів, а також вичерпністю нафтосировинних ресурсів. Такі проблеми вирішуються в результаті розробки та впровадження біокомпозитних матеріалів, до складу яких входять компоненти природного походження, які характеризуються високою біодеградабельністю та мають розвинуту сировинну базу [1, 2]. В якості наповнювачів таких матеріалів доцільно використовувати продукти переробки або відходи сільськогосподарської, лісопереробної та харчової галузі. Це дозволить отримати новий клас екобезпечних матеріалів з високими фізико-механічними та експлуатаційними характеристиками.

Перспективним напрямком в розробці нового класу біодеградабельних матеріалів є створення композитів на основі біополімерів тваринного походження, зокрема розчину глютину, який має високу адгезійну міцність та рідкотекучість. Розробка глютинових біокомпозитів ускладнена технологічним процесом формування виробів, що пов'язано з видаленням води, яка використовується для розчинення глютинової матриці. Надлишковий вміст води призводить до інтенсивного видалення вологи під час основної термічної обробки, яка забезпечує процес формування виробів у прес-формі [3, 4]. В результаті утворюються макроскопічні дефекти структури у вигляді пустот, які значно знижують механічні характеристики біокомпозитних матеріалів. Вирішення проблеми можливе за рахунок проведення попередньої термічної обробки біокомпозиції, що забезпечить контрольоване видалення вологи та формування біокомпозитного матеріалу з однорідною та щільною структурою.

Результати досліджень. Приготування біокомпозиції полягає у дозуванні та механічному змішуванні деревного борошна та розчину глютину, після чого суміш нагрівають в камері сушильної шафи за температури 50-60 °С протягом 30-50 хв для видалення надлишкового вмісту вологи. Потім підготовлена композиція поміщається в порожнину прес-форми і піддається стискуванню з навантаженням 5-7 кН. Прес-форму із

фіксованим положенням пуансона поміщають в камеру сушильної шафи за температури 150 °С та витримують 30-90 хв.

Встановлено, що межа міцності на стискання біокомпозитів після основної термічної обробки за температури 150° С протягом 30 хв становить 31-42 МПа залежно від ступеня підсушування композиції. Межа міцності на стискання біокомпозитів із ступенем підсушування 30 % зростає на 25-28 % порівняно із ступенем підсушування композиції 10%, що пов'язано з утворенням жорсткого каркасу полімерної сітки глютинової матриці. При цьому відбувається видалення молекул води з чарунків макромолекул, в результаті чого утворюються додаткові фізико-хімічні зв'язки та знижується рухливість сегментів макромолекул.

Застосування основної термічної обробки біокомпозитів з ступенем осушування композиції 30 % за витримки 90 хв забезпечує підвищення в 1,9 раз межі міцності на стискання біокомпозитів (80 МПа), оскільки більша тривалість витримки забезпечує завершення процесів структурування з утворенням максимальної кількості фізико-хімічних зв'язків між частинками деревного борошна та макромолекулами біополімерної матриці. Проведення додаткової термічної обробки біокомпозитних матеріалів за температури 50 °С протягом 2 год призводить до незначного погіршення механічних характеристик, оскільки відбувається втрата жорсткості біополімерної сітки та ущільнення частинок деревного борошна під впливом теплової енергії.

Список літератури

1. Sibirtsev V.S., Olekhovich R.O., Samuylova E.O. Assessment of integral toxicity of water resources by instrumental methods of analysis. // SGEM Conference Proceedings. 2017, V. 17, № 61, P. 507-514.
2. Vollova K., Uspenskaya M., Sivtsov E., Belukhichev E. The study of polymer composites based on polyvinylchloride film and biopolymer filler // International Multidisciplinary Scientific GeoConference Surveying Geology and Mining Ecology Management, SGEM. 2017, Vol. 17, No. 41, P. 225-230.
3. Кашицький В.П., Садова О.Л., Заболотний О.В., Малець В.М., Мазурок В.С. Розробка біокомпозитів, наповнених продуктами переробки вторинної сировини рослинного походження // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2022, 1 (160). С. 95-102.
4. Кашицький В.П., Садова О.Л., Шум Н.В. Розробка технології отримання біокомпозитів на основі глютину та деревного борошна // Товарознавчий вісник. 2022, 1(15), С. 308-316.

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ГЛАУКОНІТУ У ЯКОСТІ ЕНТЕРОСОРБЕНТА

Ганзюк А.Я., к.т.н., доцент

Краєвська М.С., студентка

Хмельницький національний університет

Антропогенний вплив на середовище проживання викликає значне погіршення якості атмосферного повітря і питної води, забруднення ґрунтів і харчових продуктів хімічними речовинами, а це призвело до зростання захворюваності населення Землі. За останнє десятиліття зросла кількість захворювань, зумовлених ураженнями органів дихання, онкологічними та серцево-судинними хворобами тощо. Значне погіршення довкілля висуває на порядок денний медико-соціальні питання охорони внутрішнього середовища людини шляхом виведення з організму шкідливих речовин. Головним завданням таких методів, відомих як еферентні, є детоксикація організму, яка базується на процесах адсорбції та

іонного обміну в системі «препарат – біологічне середовище». Основою детоксикаційних лікарських засобів (ентеросорбентів) є вуглецеві матеріали та мінеральні речовини. Мета дослідження: вивчити сорбційну здатність глауконіту на предмет можливості його використання в медицині як ентросорбента. Глауконіт містить в собі майже всі речовини, необхідні для нормальної життєдіяльності організму. Серед його основних компонентів особливо важливими є оксид кремнію, вода, оксиди заліза, магнію, калію і алюмінію. Всього у складі глауконіту понад вісімдесят елементів і мікроелементів. Харчовий мінерал з 95% вмістом очищеного і подрібненого глауконіту характеризується здатністю підтримувати баланс води в організмі, містить активний калій і магній, які здатні обмінюватися ними в організмі, що не властиво жодному лікарському засобу цієї групи. За рахунок високих іонообмінних властивостей, нормалізує мінеральний обмін і кислотно-лужний стан організму, мобілізує ферменти шлунково-кишкового тракту, підвищуючи їх активність, спрямовану на підвищення перетравності поживних речовин.



Структуру та морфологію поверхні природного глауконіту досліджено за допомогою скануючої електронної мікроскопії (СЕМ). На електронно-мікроскопічних знімках (рисунок 1) зображено морфологію природного глауконіту, яка представлена структурою у вигляді пластинчастих шарів.

Наукові дослідження дозволили пояснити біологічну дію алюмосилікатів на живий організм. На відміну від цеолітів, що мають вулканічне походження, глауконітові родовища мають осадове походження. Високий вміст калію в глауконітовому концентраті дозволяє широко використовувати його в якості джерела рухомого калію в різних областях від калійних добрив в рослинництві до лікарських препаратів в медицині і ветеринарії.

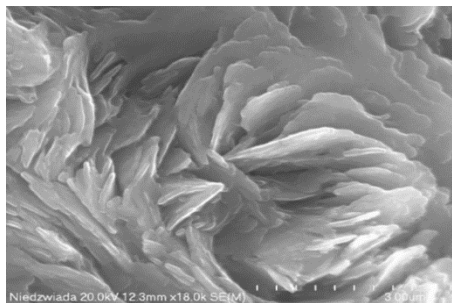


Рисунок 1 – Мікрофотографія СЕМ зразка глауконіту

Порода селективно сорбує NH_3 , NH_4^+ , H_2S , CH_4 , CO_2 , воду, вуглеводні, феноли, екзо- і ендотоксини, важкі метали, радіонукліди, деякі мікроорганізми. Однією з функцій алюмосилікатів є регуляція складу і концентрації електролітів травного тракту, а через них – мінерального обміну і кислотно-лужного стану організму. А бактерицидний ефект, який

вони викликають в травному тракті пояснюється викидом вільних радикалів кисню. Встановлено здатність алюмосилікатів до іммобілізації ферментів шлунково-кишкового тракту, тим самим підвищуючи їх активність і стабільність, і сприяючи перетравності поживних речовин, засвоєнню азоту, кальцію і фосфору. Хоча макро- і мікроелементи глауконіту є додатковим джерелом мінеральних речовин в раціоні, перебуваючи в більш доступній формі для організму, дані досліджень показують, що коефіцієнт їх засвоєності підвищується не тільки за рахунок елементів глауконіту, але і за рахунок підвищення засвоєності речовин з основного раціону, що пов'язано з поліпшенням функцій травного тракту. Глауконіти здатні поглинати і виводити з організму токсичні продукти травлення і токсичні речовини, що вносяться з їжею. Крім того, глауконіти адсорбують радіонукліди, солі важких металів, мають детоксикаційну дію до нітратів, нітритів і мікотоксинів. Глауконіт відноситься до IV групи згідно класифікації хімічних речовин (ГОСТ 12.1.00.76), не володіє кумулятивною і алергічною дією, не подразнює шкіру і слизові оболонки. Використання глауконіту при виробництві БАД як іонообмінника, джерела мікроелементів і зокрема кремнію (при контакті з хлоридною утворює кремнієву кислоту, яка забезпечує високу буферну дію по відношенню до органічних кислот, а також володіє абсорбційними і антитоксичними властивостями. А тому в медицині використовується для іммобілізації нутрієнтів (ферментів, вітамінів, білкових компонентів) і поступового (продовженого) вивільнення їх в шлунково-кишковому тракті, зв'язування кишкових газів і для позбавлення від печії.

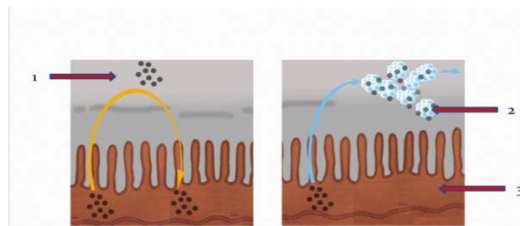


Рисунок 2 – 1- токсини, 2- глауконіт з адсорбованими токсинами, 3- слизова оболонка кишківника

Глауконіт не містить голчастих структур, кристали строго округлої форми без гострих кутів і, отже, не можуть завдати механічних пошкоджень в слизовій оболонці шлунково-кишкового тракту при прийомі продукту всередину. За результатами досліджень встановлено, що адсорбуюча здатність глауконіту не поступається, а в ряді випадків в 1,5-2 рази перевершує активоване вугілля. Показання до застосування і позитивні ефекти: зміцнює нервову систему, знижує рівень тривожності, допомагає боротися зі стресом; допомагає організму запустити процес метаболізму; стимулює секрецію шлункового соку і покращує обмін речовин; забезпечує природний процес очищення кишечника; стимулює роботу печінки, виводить токсини і шлаки з організму; регулює кислотно-лужний баланс в організмі; ефективно і надовго позбавляє від печії; виводить з організму патогенні хвороботворні мікроорганізми; ефективно допомагає при діарей, відшкодовує втрати рідини і електролітів (солей) в організмі; у поєднанні з правильним харчуванням сприяє швидкому зниженню ваги; виводить з організму весь спектр радіонуклідів і захищає організм від згубного впливу радіації; є ефективним засобом для профілактики залізодефіцитних анемії; опосередковано очищає кров, кровоносні судини і артерії; виводить з організму сечову кислоту, знімає болі в суглобах і ефективно бореться з подагрою; знижує підвищений рівень аміаку в організмі при захворюваннях печінки і хронічної ниркової недостатності; підсилює дію інсуліну в усіх метаболічних процесах, впливає на ліпідний обмін, обмін нуклеїнових кислот і гормональний баланс щитовидної залози; знешкоджує отрути і токсини, що потрапили в організм; сприяє виведенню продуктів розпаду етилового спирту і позбавляє організм від токсичного впливу алкоголю.

ВИКОРИСТАННЯ ПРОМИСЛОВИХ КОНТРОЛЕРІВ ДЛЯ ЕФЕКТИВНОГО УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСОМ ОТРИМАННЯ ПАЛИВА З ПЛАСТИКОВИХ ПЛЯШОК

Смолянкін О.О. старший викладач, **Касперський В.В.** магістр

Луцький національний технічний університет

Пластикові пляшки є одним з найпоширеніших видів відходів, які негативно впливають на навколишнє середовище. Однак, з розвитком технологій стає можливим їх переробка на цінне паливо, що сприяє екологічній стійкості та раціональному використанню ресурсів. Одним з ключових етапів процесу отримання палива з пластикових пляшок є система керування, яка забезпечує оптимальну роботу устаткування та максимізує виходи продукту [1]. У даній статті розглянемо переваги використання промислових контролерів у системі керування процесом переробки пластикових пляшок на паливо.

Автоматизація процесу переробки пластикових пляшок на паливо є важливим етапом для досягнення ефективності та якості виробництва. Застосування промислових контролерів у системі керування дозволяє досягти наступних переваг [2]:

а) Моніторинг та збір даних: Промислові контролери забезпечують постійний моніторинг різних параметрів, таких як температура, тиск, рівень матеріалу тощо. Це дозволяє операторам в реальному часі відслідковувати стан процесу та приймати необхідні рішення.

б) Регулювання процесу: За допомогою промислових контролерів можна автоматично регулювати робочі параметри устаткування, забезпечуючи оптимальну продуктивність та якість виробництва. Контролери можуть адаптуватися до змінних умов та налаштовуватися для оптимального функціонування.

в) Аналіз даних: Промислові контролери забезпечують можливість аналізу даних та статистики процесу. Це дозволяє виявляти потенційні проблеми, удосконалювати процес та вдосконалювати його продуктивність.

г) Керування комунікацією: Промислові контролери можуть взаємодіяти з іншими пристроями, такими як сенсори, мотори, насоси тощо, через різноманітні комунікаційні протоколи. Це забезпечує інтегровану систему керування та забезпечує ефективну взаємодію між різними компонентами процесу.

Висновок

Використання промислових контролерів у системі керування процесом отримання палива з пластикових пляшок дозволяє досягти значних переваг у виробництві. Вони забезпечують моніторинг та збір даних, регулювання процесу, аналіз даних та керування комунікацією з іншими пристроями. Це дозволяє досягти оптимальної продуктивності та якості виробництва, а також знизити витрати та покращити екологічну стійкість шляхом ефективного використання ресурсів [3].

За допомогою промислових контролерів, процес отримання палива з пластикових пляшок може бути оптимізований та ефективно керований. Це важливий крок у напрямку створення сталого та екологічно чистого виробництва, де відходи перетворюються на цінні ресурси.

Список використаних джерел

1. García-Flores, R., Gea, G., & Azapagic, A. (2019). Life cycle assessment of advanced recycling routes for plastic waste. *Journal of Cleaner Production*, 215, 1106-1121.
2. Mbohwa, C., & Marwala, T. (2017). Waste plastic as a fuel: Incorporating waste plastic in the coke-making process. *International Journal of Environmental Science and Technology*, 14(2), 419-428.

3. Zhang, L., Xu, G., Li, J., & Zeng, G. (2018). Recent advances in the catalytic conversion of plastic wastes into fuels. *ACS Sustainable Chemistry & Engineering*, 6(6), 7107-7127.

ДОСЛІДЖЕННЯ НАВАНТАЖЕННЯ НА СЕРВЕР ЗА ДОПОМОГОЮ NODE-RED

Смолянкін О.О. *старший викладач*, **Сацик В.О.** *к.с.-г.н.*

Луцький національний технічний університет

В останні роки зростання кількості підключених до Інтернету пристроїв і розвиток хмарних технологій приводить до того, що веб-серверам доводиться працювати з все більшим обсягом даних. Тому важливо мати інструменти для моніторингу навантаження на сервер, щоб можна було реагувати на будь-які проблеми з веб-сервером.

Один з таких інструментів - Node-RED. Це відкрита платформа, яка дозволяє створювати потокові графіки (flows) за допомогою візуального інтерфейсу. Node-RED дозволяє створювати різні потоки, які можуть працювати з даними з різних джерел, включаючи веб-сервери, бази даних, сенсори, API тощо [1].

Щоб дослідити навантаження на сервер за допомогою Node-RED, спочатку потрібно створити потік даних (data flow) з сервера, що моніториться, до Node-RED. Це можна зробити за допомогою HTTP вузла (HTTP node), який можна налаштувати на отримання даних з веб-сервера. Далі можна використовувати інші вузли, щоб обробити ці дані та відобразити їх у зручному форматі.

Один з таких вузлів - Dashboard. Він дозволяє створювати веб-інтерфейс для відображення даних, що надходять у потік Node-RED. Для створення інтерфейсу потрібно використовувати спеціальний вузол Dashboard та налаштувати його на відображення потрібних даних [2].

З допомогою вузла Gauge можна відобразити дані від сервера у вигляді градусника. Наприклад, якщо потрібно відслідковувати навантаження на процесор сервера, то можна налаштувати Gauge так, щоб він відображав відсоток використання процесора.

Крім Gauge, у Dashboard є багато інших вузлів для відображення даних, таких як Chart, Table, Text тощо. Наприклад, використовуючи вузол Chart, можна відобразити дані у вигляді графіку, що дозволяє бачити динаміку змін даних на сервері протягом часу [3].

Крім відображення даних на Dashboard, можна також використовувати Node-RED для відправлення повідомлень, коли навантаження на сервер досягає певного рівня. Наприклад, можна налаштувати відправлення повідомлення на електронну пошту або в Slack, коли навантаження на процесор сервера перевищує 80%.

Для цього можна використовувати вузли, такі як Switch та Email, які дозволяють обробляти дані та відправляти повідомлення. Використовуючи ці вузли, можна створити потік даних, який буде моніторити навантаження на сервер і відправляти повідомлення, коли потрібно.

Отже, за допомогою Node-RED можна дослідити навантаження на сервер та відобразити дані у зручному форматі на Dashboard. Крім того, можна використовувати Node-RED для відправлення повідомлень, коли навантаження на сервер досягає певного рівня. Ці інструменти дозволяють моніторити навантаження на сервер та реагувати на будь-які проблеми з веб-сервером.

Крім того, Node-RED дозволяє інтегрувати зовнішні сервіси, такі як Amazon Web Services (AWS), Google Cloud Platform (GCP) та інші, для автоматичного масштабування серверів в залежності від навантаження. Наприклад, можна налаштувати автоматичне масштабування веб-сервера, щоб додавати нові сервери, коли навантаження на сервер

перевищує певний рівень, та зменшувати кількість серверів, коли навантаження зменшується.

Для цього можна використовувати вузли, такі як AWS та GCP, які дозволяють підключатись до зовнішніх сервісів та використовувати їх функціонал. Використовуючи ці вузли, можна створити потік даних, який буде автоматично масштабувати сервери в залежності від навантаження.

Отже, Node-RED дозволяє не тільки досліджувати навантаження на сервер, але й реагувати на нього, виконуючи автоматичні дії, такі як зниження пріоритету запитів або автоматичне масштабування

Список використаних джерел

1. Смолянкін О.О. Програмування вбудованих систем з використанням NODE-RED. Матеріали V Всеукраїнської науково-практичної конференції “Приладобудування та метрологія: Сучасні проблеми, тенденції розвитку”. Луцьк, 20-22 жовтня 2022 р. Стр. 70.
2. NODE-RED – графічний конфігуратор для інтернету [Електронний ресурс] // r-iot.org. 2016. URL: <https://r-iot.org/2016/07/04/node-red-графічний-конфігуратор-для-інт/> (дата звернення 15.05.2023)
3. Creating Nodes [Електронний ресурс] // URL: <https://nodered.org/docs/creating-nodes/> (дата звернення 15.05.2023)

Для нотаток

Наукове видання

**IX Міжнародна науково–практична конференція
«Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях
матеріалознавства та машинобудування»**

**IX International scientific and practical conference
«Theoretical and Experimental Research in Materials Science and Mechanical Engineering»**

**МАТЕРІАЛИ КОНФЕРЕНЦІЇ
(ТЕЗИ)**

Комп'ютерний набір та верстка:

О.Д. Клименко,
С.В. Мисковець,
С.П. Шимчук,
В.Д. Рудь

Формат 60x84 1/16. Обсяг 12,79 ум. друк. арк., 12,33 обл.-вид. арк.

Наклад 300 пр. Зам. 92. Виготовлювач – Вежа-Друк
(м. Луцьк, вул. Шопена, 12, тел. (066 936 25 49).

Свідоцтво Держ. комітету телебачення та радіомовлення України
ДК № 4607 від 30.08.2013 р.



ТЕРММ

Луцьк 2023



ISBN 978-966-940-485-5



9 789669 404855 >