

TERMM-2025

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

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

**МАТЕРІАЛИ КОНФЕРЕНЦІЇ
(ТЕЗИ)**

**27 травня – 30 травня 2025 року
м.Луцьк
Сайт конференції**

<https://termm2025.lntu.edu.ua>

СПІВОРГАНІЗАТОРИ



27.05.2025 – 28.05.2025 року у вуличному лекторії ЛНТУ відбулися засідання членів конференції в очному та заочному форматах. Конференцію з привітальним словом від Оргкомітету відкрив професор кафедри матеріалознавства Віктор **РУДЬ**, зазначивши актуальність тематики конференції та важливість її проведення, особливо враховуючи перспективи повоєнної розбудови України. Перша конференція подібного спрямування була започаткована і проведена у 2007 році. Активними учасниками конференції з першої по десятю ювілейну були відомі вчені, зокрема академіки НАНУ Валерій СКОРОХОД, Анатолій ЛЕБЕДЄВ, Володимир ПАНАСЮК, Анатолій КАСТОРНОВ, Зіновій НАЗАРЧУК, Петро ЛОБОДА, науковці з навчальних закладів та науково-дослідних установ України: Перші здобутки в науці були апробовані молодими вченими із різних наукових та освітніх закладів України. Результативність наукових здобутків вони підтвердили в подальшому успішними захистами дисертацій на здобуття наукових ступенів кандидатів та докторів наук. Для участі в роботі X ювілейної конференції зареєструвалося 115 науковців різного рангу, міжнародний статус конференції засвідчено доповідями із Польщі, Китаю, Японії, Іспанії. В. Рудь привітав учасників конференції, представив її основних спікерів та гостей і побажав плідної роботи, що сприятиме подальшому розвитку нашої країни.



За дорученням ректора ЛНТУ **Ірини ВАХОВИЧ** із вітальним словом виступил:,
Ярослав ГРУДЕЦЬКИЙ – проректор з НІР та цифрової трансформації;
Валентина ТКАЧУК – декан ФММТ ЛНТУ, д.т.н., професор.



Доповідачі зазначили: *«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 - сформувавши 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 бажаємо успіхів, плідної роботи, цікавих доповідей і дискусій, щоби конференція мала ґрунтовні висновки і гарні результати».*

Привітання від голови Західного наукового центру НАН України академіка **Зіновія НАЗАРЧУКА** оприлюднила д.т.н., пров. наук.співр. ФМІ ім. Г.В.Карпенка НАН України **Галина КРЕЧКОВСЬКА**.



«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»*

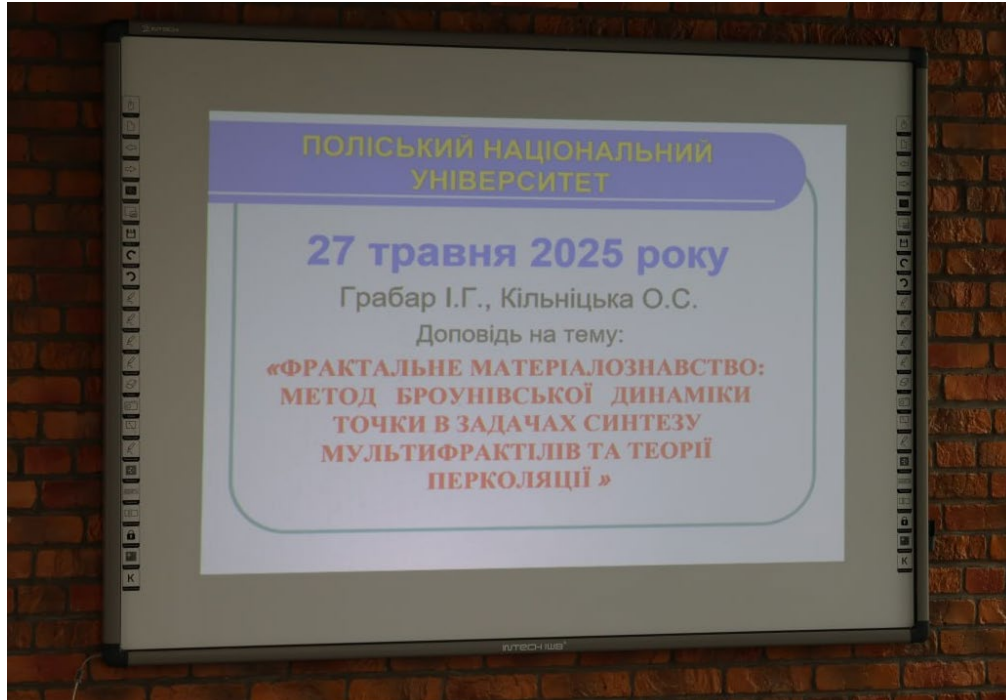
Зіновій НАЗАРЧУК

ПЛЕНАРНЕ ЗАСІДАННЯ

27.05.2025 р. – 11-00

Доповіді:

- **Methods of modeling adsorption refrigeration devices**
Dr. Karolina Grabowska, Jan Dlugosz University in Czestochowa, Poland;
- **Utilization of Zeolites Obtained from Industrial Waste as Sustainable Sorption Materials**
Dr. Kinga Korniejeko, Cracow University of Technology, Poland;
- **Знаходження ефективних механічних властивостей пористих матеріалів порошкового походження з врахуванням розподілених дефектів шляхом скінчено-елементного моделювання на представницькому осередку**
Штерн Михайло Борисович, д.т.н., член- кореспондент НАНУ, *Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича, Україна;*
- **Наукові засади керованого структурування епоксикомпозитів з комплексом функціональних властивостей під циклічним впливом фізичних полів,**
Кашицький Віталій Павлович, проф. к.т.н., *Луцький національний технічний університет, Україна;*
- **Метод броунівської динаміки точки в задачах синтезу мультифракталів та теорії перколяції**
Грабар Іван Григорович, проф. д.т.н., Кільницька Олена Сергіївна, к.е.н., доцент, *Поліський національний університет, Житомир, Україна;*



TERMM-2025 X Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»



TERMM-2025 X Міжнародна науково – практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в сучасних технологіях матеріалознавства та машинобудування»







ЗМІСТ

ТЕЗИ ДОПОВІДЕЙ

Chabak Yu.G., Efremenko A.V., Efremenko B.V., Stavrovskaya V.E. Effect of “Slab/Sheet” thickness ratio on mechanical properties of heavy-wall API X70 pipeline steel	17
Chabak Yu.G., Zaichuk N.P., Golinskiy M.A., Tsvetkova E.V., Efremenko V.G. Ceramics-metal matrix composite fabricated by “SPS+Laser surface melting”	19
Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Efremenko B.V., Dzherenova A.V., Olejnik I.M. Assessment of high-temperature post-heat treatment effects on mechanical and corrosion properties of LPBF 316L steel.....	21
Gaponova O., Okhrimenko V. Enhanced wear resistance via combined alloying: carburizing with electrospark technology	23
Hubetska T., Khainakova O., González-Fernández S., Cabal B., Kobylinska N., Fernández A. Biocidal activity, structural and crystallographic characteristics of π -phase titanium phosphate promoted by biosynthesized silver nanoparticles	25
Jiahong Zh., Yavorskyi Yu. Influence of laser welding modes on the mechanical properties of biocompatible TiAl6V4 alloy.....	27
Kobylinska N. Visible light driven nanoscale heterostructures and their enhanced photocatalysis properties	28
Mazur T.M. Mechanisms of oxygen interaction with lead chalcogenide nanoscale films and their influence on electrical properties	30
Petrovska S., Sergiienko R., Ilkiv B., Nakamura T., Ohtsuka M. Structure, optical and electrical properties of multilayer indium tin oxide thin films	32
Polivoda N., Feshchuk Yu., Melnychuk M., Shevchuk I., Babych Y., Rud V.P. Influence of chemical and particle size distribution of components on the properties of geopolymers	33
Savyak M.P., Korablov D.S., Melnyk O.B., Kopan A.R., Solonin Yu.M. Reaction mechanism of the Ti_3SiC_2 formation by mechanically activated self-propagating synthesis	37
Selesnov E.L., Zashchiepkina N.M. Selesnov D.E., Kukharyk M.S. Automated press for cutting sheet material.....	38
Ассін І. Д., Зибайло С. М. Оцінка стану циліндричних гумометалевих амортизаторів.....	40
Безсмертна В.І., Ободєєва І.М., Коханий В.О., Данилюк В.М. Особливості технології отримання полімерних композиційних матеріалів на основі волокнистих наповнювачів трикотажної структури	43
Бекєньов В.Л., Рожєнко Н.М., Картузов В.В. Моделювання з перших принципів високоентропійної кераміки $(Ti_{0.25}Zr_{0.25}Hf_{0.25}V_{0.25})(C_{1-x}N_x)$, $x=0, 0.5, 1$	47
Берладір Х.В. Прогнозування властивостей композитних матеріалів за допомогою машинного навчання	50
Боярська І.В., Суворов О.М. Модифіковані епоксидні композити з прогнозованими властивостями.....	53

О.П. Виноградова, Г.А. Петасюк, А.Л. Майстренко, О.С. Васильчук, А.П. Загора, Г.Д. Ільницька, Н.О. Олійник, Л.М. Бологова Дослідження інтенсивності зношування матричного матеріалу в алмазному інструменті методом колориметрії.....	54
Герасимчук О.П., Мартинюк В.Л., Огребчук М.П. Дослідження несучої здатності стійки для утримання колод у штабелях	58
Голтвяніца Ю.Г., Голтвяниця В.С., Сажнів В.М. Підвищення виходу придатних виливків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за дефектом "засмічення"	60
Голуб Т.С., Молчанов Л.С., Семикін С.І. Електрично-розрядна інтенсифікація фізико-хімічних процесів у кисневому конвертері як засіб ресурсозаощадження операції виробництва сталі	62
Гомон О.О. Поверхневі та глибинні способи модифікування деревини	65
Гусачук Д.А., Парфентьєва І.О., Куцик С.Л. Оксентюк А.М. Структура сірих чавунів за умов надлишку міді у рідких та твердих розчинах заліза	66
Дешко В.І., Мінералов О.І., Пінчук В.О., Кузьменко В.Ф., Субота С.В., Пономаренко О.В., Толстушко М.М. Розрахунок параметрів пластин сушильного конвеєра посліду при сушінні його викидним повітрям з пташника	69
Дорошенко В. С., Янченко О. Б. Адитивне виробництво полімерних ливарних моделей із пористих метаматеріалів, спроектованих за допомогою штучного інтелекту	71
Дорошенко В. С., Янченко О. Б. Перспективи оптимізації ливарних процесів засобами штучного інтелекту	75
Дробот О.С., Підгайчук С.Я., Каплун П.В. Вплив легування та хіміко-термічної обробки на експлуатаційні властивості пружних елементів	76
Дуднік О.В., Баглюк Г.А., Марек І.О., Рубан О.К., Яценко О.М., Чувашов Ю.М., Бабутіна Т.Є., Мосіна Т.В. Особливості спікання кераміки на основі α - Al_2O_3 у присутності комплексного мінералізатору	78
Жданюк Н.В., Трунова В.В. Підвищення механічної міцності флоат-скла методом іонного обміну	81
Жигуц Ю.Ю., Рудь В.Д., Курітнік І.П., Легета Я.П., Крайній І.І., Властивості сплаву 800Н, синтезованого комбінованими процесами	83
Зайчук Н.П., Уманський О.П., Шимчук С.П., Перспективи покращення поверхонь деталей, що працюють за високих температур, шляхом використання захисних покриттів на основі ZrO_2	86
Ільницька Г.Д., Діюк В.Є., Логінова О.Б., Лавріненко В.І., Смоквина В.В., Зайцева І.М., Тимошенко В.В., Поверхневі властивості синтетичних алмазних шліфпорошків марки АС250 різних зернистостей	88
Імбірович Н.Ю. Повстяной О.Ю. Ткачук В.В., Боярський М.М. Біофункціоналізовані покриття на титанових сплавах плазмоелектролітною обробкою	90
Імбірович Н.Ю. Ткачук В.В., Кичма О.С., Сучасні перспективи плазмоелектролітного оксидування цирконієвих сплавів	93
Картузов В.В., Єфімова К.О., Картузов Є.В., Хращевський О.Д. Нове в дорожній карті з комп'ютерного проектування перспективних матеріалів	94
Кашицький В.П., Чернов А.В., Калуш В.О. Формування епоксикомпозитів під циклічним впливом фізичних полів	97

Кобилінська М.С., Усенко Н.І., Романова Л.О., Кудін В.Г., Судавацова В.С. Термодинамічні властивості розплавів потрійних систем $Ce-3d\text{-метал}-Sb$	99
Кобилінська М.С., Усенко Н.І., Романова Л.О., Кудін В.Г., Судавацова В.С. Термодинамічні властивості розплавів потрійних систем $Al-Mg-Ge$ (Si, Sn, Pb).....	102
Ковалевський С.В. Інтелектуальна система цифрового двійника для процесів пресування металів	104
Коваль Ю.В., Яциньський Л.В., Никируй Л.І., Федосов С.А. S-подібні ВАХ кристалів $n\text{-}CdSb$, легованого телуrom	105
Красіков І.В., Красікова І.Є. Пошук діапазону фрактальності під час використання методу Box Counting для отримання мультифрактального спектра	107
Кречковська Г.В. Свірська Л.М. Соловей П.Р. Цибайло І.О. Студент О.З. Структурно-механічні аспекти деградації сталей елементів енергетичного обладнання ..	110
Кузьмов А.В., Вдовиченко О.В., Кіркова О.Г., Штерн М.Б. Знаходження ефективних механічних властивостей пористих матеріалів порошкового походження з врахуванням розподілених дефектів шляхом скінчено-елементного моделювання на представницькому осередку.....	112
Лопата О.В., Кобзар В.Л., Лопата Л.А., Калініченко В.І. Залишкові напруження при електроконтактній обробці повехонь деталей машин із газотермічними покриттями.....	115
Луньов С.В. Дослідження природи радіаційних дефектів в опромінених електронами монокристалах $n\text{-}Ge$	119
Луньов С.В., Хвищун М.В. Розробка матеріалу для радіаційного захисту	121
Макудера А.О., Лакиза С.М., Дуднік О.В., Редько В.П., Шмибельський В.Б., Гречанюк М.І. Фазові перетворення складно-композиційного матеріалу на основі гідротермального порошку ZrO_2 при $1400\text{ }^{\circ}C$	123
Малий О.Ю., Фурманова Н.І., Онищенко В.Ф. Модульний підхід до автоматизованого проєктування мультикоптерів із адаптацією під вимоги польотної місії	123
Мельников Д.В., Городнича Д.О., Шкарбань Р.А. Барабаш М.Ю., Вербицька Т.І.¹, Макогон Ю.М., Кедровський С.М., Скорик М.А., Сліпченко В.М. Формування впорядкованої фази $L10$ у нанорозмірних плівках $FePt/FePd$ на підкладках $SiO_2(100\text{ нм})/Si(001)$ під час відпаду у водні	127
Мікуліч О.А., Семенишин Н.Ю., Фурс Т.В., Гулай О.І., Шемет В.Я. Модифікація структури та властивостей жорсткого пінополіуретану силіконовою добавкою	130
Мохнацький М.Л., Яремій І.П., Колковський П.І., Савчин В.В. Синтез та електрохімічні властивості нанорозмірного $LaCrO_3$, отриманого методом золь-гель із використанням автогорінням.....	132
Муравинець Ю.В., Івановський О.О. Застосування модернізованої технології чорнової обробки деталей при високошвидкісних траєкторіях.....	134
Мурований І.С., Федосов С.А. Інновації в експлуатації шарнірно-зчленованих автобусів...	136
Олійник Н.О., Ільницька Г.Д., Петасюк Г.А., Сизоненко О.М., Рудь В.Д., Базалій Г.А., Заболотний С.Д., Циба М.М. Експериментальні дослідження одержання функціонально орієнтованих порошків синтетичного алмазу	138
Пришташ М.С., Пришташ С.Ф., Торпаков А.С., Макруха Т.О., Сизоненко О.М. Використання методів машинного навчання для прогнозування процесів та результатів	

високовольтної електророзрядної обробки порошку титану у спирті з реалізацією об'ємно-розподіленого багатоіскрового розряду.	140
Радченко П.Я., Макаренко О.С. Мікроструктура і властивості важких сплавів ВНМ5-3	142
Резнік Д. О., Кривенко К. В., Палагеча Д. Л., Тесля С. Ю., Наконечний С. О., Шеремет В. І., Богомол Ю. І. Двофазний спрямовано армований високоентропійний керамічний композит	144
Рудь В.Д., Самчук Л.М., Повстяна Ю.С. Ультразвукове зварювання пластмас в автомобільній промисловості	146
Рудь В.П., Хомик С.А., Киричук М.О., Корчук О.Л. Використання СВС-синтезу та металотермії в технологіях утилізації відходів механообробки	148
Садова О.Л. Вишинський М.І., Кашицький Д.В., Калуш В.О. Біокомпозитні матеріали з вмістом кавової гуші	148
Сироватка В.Л., Талаш В.М., Бондаренко А.А., Гальцов К.М., Терентьєв О.Е., Чевичелова Т.М., Варченко В.Т., Марценюк І.С. Корозійна стійкість покриттів та компактних матеріалів на основі системи (TiB ₂ -SiC)-(Ni-20%Cr) в 3%-ному розчині NaCl	152
Скачков В.О., Григор'єв С.М., Карпенко Г.В. Математичне моделювання руху домішкових атомів у градієнтному полі тиску розплавів	153
Скачков В.О., Курінний М.С. Аналіз процесів фазоутворення в складнолегованих сплавах	157
Титаренко В.В. Локальне лазерно-стимульоване електросадження композиційних цинкових покриттів	160
Толочин О. І., Толочина О. В., Окунь І.Ю., Євич Я. І., Баглюк Г. А. Вплив деформаційної обробки на еволюцію структури та механічні властивості порошкового алюмініду заліза Fe-Al-Nb	162
Уманський О.П., Терентьєв О.Є., Куцєв О.В., Бражєвський В.П., Чернишов О.О. Композиційні плазмові покриття системи бронза-графіт-Ni	165
Уманський О.П. Куцєв О.В., Терентьєв О.Є., Полярус О.М., Варченко В.Т., Чевичелова Т.М., Бондаренко О.А. Вплив матеріалу контртіла на трибологічні характеристики покриттів системи ЛБ3–НПГ50	168
Федосов С.А., Яциньський Л.В., Коваль Ю.В., Касіянчук Б. Розвиток технологій гібридних силових установок автомобілів	170
Фещук М.Ю., Мисковець С.В., Фещук Ю.П. Вплив ряду технологічних параметрів зварювання алюмінієвих сплавів на якість стикового з'єднання	173
Фурманова Н.І., Малий О.Ю., Поспєєва І.Є. Інтелектуальна система адаптивного згортання коробок: практичне впровадження концепції розумного виробництва	175
Шимчук С. П., Пацамай Б.В. Деякі висновки аналізу залежності впливу зернистості абразиву на результат галтування	178
Штерн М.Б., Михайлов О.В., Михайлов А.О., Васильєва Г.М. Узагальнена модель пружності композиційного матеріалу, чутлива до декогезії	180
Яківчук С.В. Сучасні інноваційні методи сталого виробництва бетонів нового покоління з використанням термосилової технології	184

Янченко О. Б., Дорошенко В. С. Застосування аустемперованого високоміцного чавуну (ADI) з TRIP-ефектом	187
Яремій І.П., Яремій С.І., Уманців І.М., Макогін М.П. Структурно-фазові перетворення в системі Fe–Ti під впливом термоцикування.....	189
Ярошевич М. П., Майко Т.М. Математичне моделювання процесу фінішної обробки	191
Ярошевич М.П., Ярошевич Т.С. Можливості використання ефекту самосинхронізації у бігармонічному віброприводі.....	193
Яцинський Л.В., Захарчук Д.А., Федосов С.А., Лісецький М. Інтернет речей (IoT) у транспорті	194

EFFECT OF “SLAB/SHEET” THICKNESS RATIO ON MECHANICAL PROPERTIES OF HEAVY-WALL API X70 PIPELINE STEEL

Chabak Yu.G.^{1,2}, *Doctor of Engineering, Professor, (ORCID iD: 0000-0003-3743-7428, e-mail: julia.chabak25@gmail.com);*

Efremenko A.V.¹, *PhD, Associate Professor, (ORCID iD: 0009-0004-3480-744);*

Sili I.I.¹, *PhD, Associate Professor, (ORCID iD: 0000-0002-6603-2174, e-mail: sili_i_i@pstu.edu);*

Efremenko B.V.¹, *PhD, Associate Professor, (ORCID iD: 0000-0003-0438-6433, e-mail: bodyaefr@gmail.com);*

Stavrovskaja V.E.¹, *Lecturer, (ORCID iD: 0000-0003-0438-6433, e-mail: stavrovskaja_v_e@pstu.edu)*

¹*Pryazovskyi State Technical University (Dnipro, Ukraine)*

²*Institute of Materials Research of Slovak Academy of Science (Kosice, Slovakia)*

The steel sheets designed for heavy-wall oil and gas pipelines, produced from cast slabs of varying thicknesses (250 mm and 300 mm), were comparatively analyzed to evaluate their microstructure and mechanical properties, ensuring their compliance with the API X70 grade standard. The use of a thicker slab facilitates an increase in the “Slab/Sheet” thickness ratio (SSTR), which was the key parameter assessed in this study concerning its impact on steel’s mechanical behavior.

The experimental material consisted of rolled steel sheets of API 5L X70 grade, with the following chemical composition (in wt.%): 0.08 C, 1.60 Mn, 0.26 Si, 0.10 Cr, 0.06 Mo, 0.28 Ni, 0.045 Nb, 0.045 V, 0.14 Cu, 0.02 Cr, 0.002 S, 0.010 P, with Fe comprising the balance. The steel was produced using the oxygen converter process, followed by continuous casting into slabs of conventional thickness (250 mm, labeled as slab A) and increased thickness (300 mm, referred to as slab B). These slabs served as the base material for the production of 6000 mm-long and 2000 mm-wide sheets, available in thicknesses of 25 mm and 40 mm, utilizing the TMCP/ACC (accelerated cooling) technology. The corresponding “Slab/Sheet” thickness ratios were determined as follows: (a) 10.0 (slab A) and 12.0 (slab B) for 25-mm thick sheets; (b) 6.3 (slab A) and 7.5 (slab B) for 40-mm thick sheets. Prior to rolling, the slabs were heated to 1180-1200 °C and held for 5.5 hours. The rolling process was conducted in three stages: (a) rough rolling, reducing slab thickness to 135-140 mm at 1040-1060 °C; (b) intermediate rolling, reducing thickness further to 100-112 mm at 910-930 °C; (c) final rolling, initiated within the γ Fe interval below the non-recrystallization temperature (T_{nr}), with the last passes performed close to the Ar_3 temperature to achieve grain refinement and enhance dislocation density.

In the production of API X70 grade steel sheets, with thicknesses of 25 mm and 40 mm, subjected to the TMCP/ACC treatment, increasing SSTR from 10 to 12.0 and from 6.3 to 7.5, respectively, resulted in a notable enhancement in ductility and low-temperature impact toughness across both sheet thicknesses. Specifically, total elongation improved by 3-6 percentage points (reaching up to 26-28 %), absorbed impact energy at –20 °C increased by a factor of 1.5-1.8 (achieving 300-370 J), and shear area (under drop weight tearing test – DWTT – at –20 °C) rose by 1.6-2.1 times (attaining values of 81.0-91.7%).

The improved ductility observed in API X70 steel with increased SSTR is attributed to an additional refinement of ferrite grain size and the development of a cellular sub-grained pattern, facilitated by a higher degree of slab reduction during hot rolling. A deeper deformation of the slab’s cast structure contributed to greater metal homogenization, enhancing the consistency of mechanical properties across the steel sheets and significantly reducing the scatter in experimental results.

Importantly, the SSTR increase did not affect strength parameters such as yield tensile strength and ultimate tensile strength.

This research confirms that the “Slab/Sheet” thickness ratio is a critical technological factor governing the mechanical properties of thick steel sheets, ensuring their suitability for heavy-wall pipeline applications in oil and gas transportation. By increasing the SSTR to 7.5 and 12.0 through the adoption of a 300 mm slab thickness, the 25 mm-thick and 40 mm-thick steel sheets successfully met the API 5L X70 grade requirements, including DWTT and subzero impact toughness, making them well-suited for low-temperature applications.

The study was conducted with funding from the Ministry of Science and Education of Ukraine (project No. 0123U100374).

CERAMICS-METAL MATRIX COMPOSITE FABRICATED BY “SPS+LASER SURFACE MELTING”

Chabak Yu.G.^{1,2}, *Doctor of Engineering, Professor, (ORCID iD: 0000-0003-3743-7428, e-mail: julia.chabak25@gmail.com);*

Zaichuk N.P.³, *PhD, Associate Professor, (ORCID ID: 0000-0001-6258-4820, n.zaichuk@lntu.edu.ua);*

Golinskyi M.A.², *graduate student, Pryazovskyi State Technical University (Dnipro, Ukraine)*

Tsvetkova E.V.², *PhD, Associate Professor (ORCID iD: 0000-0001-5216-664, e-mail: tsvetkova_e_v@pstu.edu);*

Efremenko V.G.^{1,2}, *Doctor of Engineering, Professor, (ORCID iD: 0000-0002-4537-6939, e-mail: vgefremenko@gmail.com)*

¹*Institute of Materials Research of Slovak Academy of Science (Kosice, Slovakia),*

²*Pryazovskyi State Technical University (Dnipro, Ukraine)*

³*Lutsk National Technical University; (Lutsk, Ukraine)*

A multi-component composite alloy Fe-C-B-W-Mo-V-Cr-Ti was fabricated using a complex technology that combines SPS (Spark Plasma Sintering) and subsequent laser beam surface melting of the sintered alloy. To produce the composite, powders of the following components was prepared: (a) high-speed tool steel M-2 (analogue of P6M5), containing Fe, C, W, Mo, V, and Cr, (b) technically pure (95%) titanium and chromium powders, and (c) boron carbide (B₄C). The components were mixed in the required proportions to obtain the target chemical composition of a composite. SPS was conducted under vacuum of 5 Pa, at 1000 °C and a pressure of 50 MPa. After sintering, the obtained products (cylinders with a diameter of 20 mm and a thickness of 5 mm) were treated with a laser beam (power of 400 W, scanning speed of 5 mm/s, beam diameter of 1.3 mm, track overlap of 50%). The laser regime applied led to melting of composite's surface. In the laser-melted layer (up to 1 mm thick), fusion of the powder components occurred, followed by crystallization into a multiphase structure consisting of two types of carboboride eutectic, equiaxed titanium-based inclusions, and a matrix (Fig. 1).

The eutectic having a “Chinese Script” morphology (light contrast in Fig. 1a), is (W,Mo,V)₂(B,C)₅+αFe; it is based on (W,Mo,V)-rich borocarbide. The other eutectic, of ledeburite type (gray contrast in Fig. 1a), is (Fe,Cr)₃(C,B) +αFe. It represents a borocementite matrix, in which areas of solid solution are distributed performing a honeycomb-like pattern.

Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX, Inca, Oxford Instruments) allowed to reveal that equiaxed inclusions were Ti-rich carboboride M(C,B) (where M =Ti,W,Mo, and V). Most of these inclusions had a heterogeneous structure presenting the Ti-rich inner zone (black contrast in Fig. 1b) and (W,Mo,V)-rich shell. The inner zone solidified in a petal-like shape or faceted-angular shape, often associated with a roundish core (the latter was enriched with oxygen and nitrogen and depleted with carbon as follows from Figs. 1c and 1d). Accordingly, the shell had higher content of carbon. Such morphology of these inclusions allowed to suppose their nucleation on the surface of titanium oxynitride particles which solidified prior any other solid phase.

The matrix of the composite consisted primarily of αFe (fine-acicular martensite) with minor amount of retained austenite.

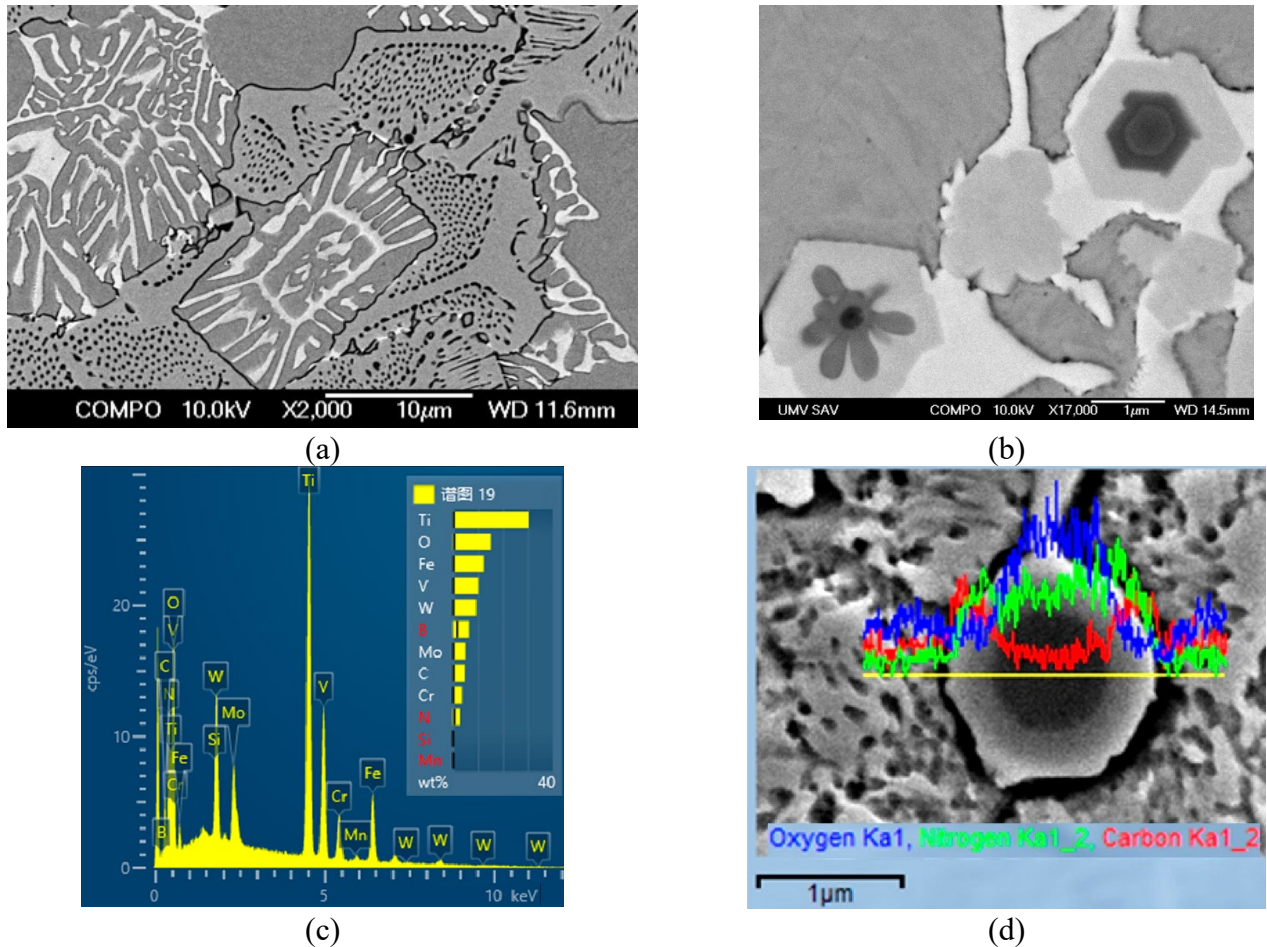


Fig. 1. Microstructure of (SPS+LSM)-fabricated composite: (a) two kinds of carboboride-based eutectics, (b) Ti-rich carboborides, (c) EDX-spectra of Ti-based inclusion's core, (d) distribution of O, N and C across an equiaxed inclusion.

The microhardness of the obtained structure was studied using the “LM700AT” microhardness tester (LECO); the values are: matrix – 869.7 ± 48 HV₂₅, “Chinese Script” eutectic – 1390.5 ± 77 HV₂₅, ledeburite eutectic – 1032.9 ± 107 HV₂₅ (mean values given). The overall hardness of the composite, determined according to Vickers method (under a 1 kg load), was 978.2 ± 12 HV. The above high hardness values indicate the promising performance of this composite under severe wear applications.

The work is funded by Ministry of Science and Education of Ukraine (project No. 0125U001980).

ASSESSMENT OF HIGH-TEMPERATURE POST-HEAT TREATMENT EFFECTS ON MECHANICAL AND CORROSION PROPERTIES OF LPBF 316L STEEL

Efremenko V.G.^{1,2}, Doctor of Engineering, Professor, (ORCID iD: 0000-0002-4537-6939, e-mail: vgefremenko@gmail.com);

Chabak Yu.G.^{1,2}, Doctor of Engineering, Professor, (ORCID iD: 0000-0003-3743-7428, e-mail: julia.chabak25@gmail.com);

Efremenko B.V.², PhD, Associate Professor, (ORCID iD: 0000-0003-0438-6433, e-mail: bodyaefr@gmail.com);

Dzherenova A.V.², (ORCID iD: 0000-0002-4249-4147, antoninadzherenova@gmail.com);

Oleynik I.M.², PhD, Associate (e-mail: oleynik_i_m@pstu.edu)

¹*Institute of Materials Research of Slovak Academy of Science (Kosice, Slovakia),*

²*Pryazovskyi State Technical University (Dnipro, Ukraine)*

This study investigates the impact of high-temperature annealing on the microstructure, mechanical and corrosion properties (evaluated through tensile testing, nanoindentation, impact bending, electrochemical impedance spectroscopy and potentiodynamic polarization) of biomedical stainless steel 316L, additively produced using Laser Powder Bed Fusion (LPBF). It was established that immediately after the LPBF process, 316L steel in its initial state exhibits a fine-scale cellular microstructure formed due to the ultrafast crystallization of molten pools induced by laser heating (Fig. 1a). The presence of small cells and segregation of Cr and Mo along their boundaries contributed to the high strength of the printed 316L steel samples.

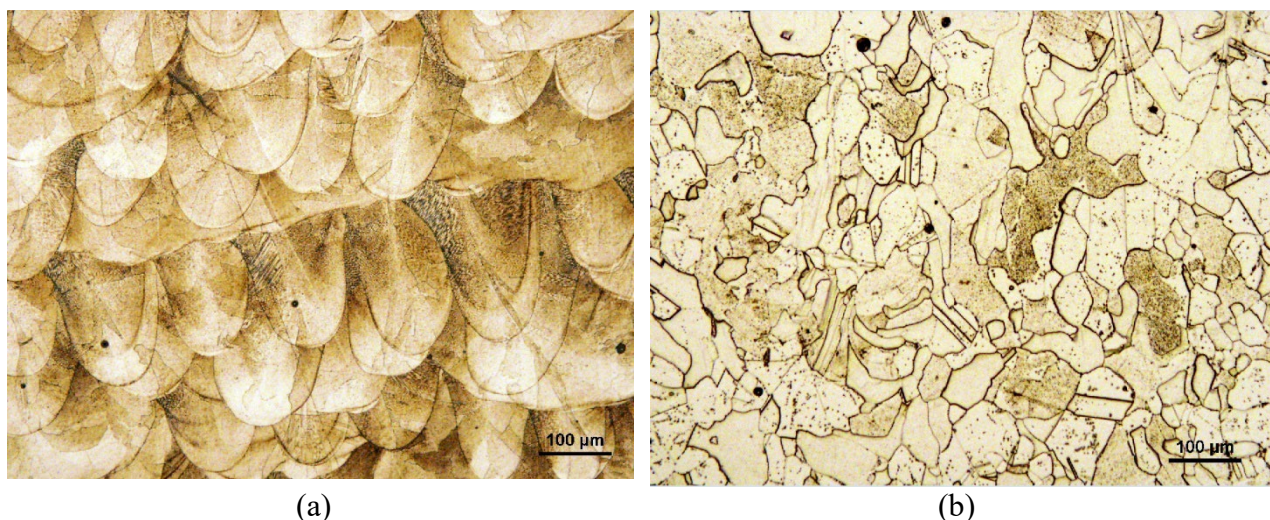


Fig. 1. Microstructure of LPBF 316L steel: (a) as-printed condition, (b) after annealing at 1200 °C.

High-temperature annealing at 900-1200 °C led to the elimination of the cellular substructure, homogenization of elemental composition, reduction in dislocation density, and formation of equiaxed recrystallized grains (at 1200 °C, Fig. 1b). These structural transformations were accompanied by the precipitation and growth of non-metallic inclusions based on manganese silicate (MnSiO_3), enriched with chromium and aluminum. As a result of these microstructural modifications, a decrease in yield strength and hardness was observed at 900 °C, followed by stabilization or a slight increase in strength and hardness at higher annealing temperatures (1050-1200 °C). The material's plasticity and impact toughness peaked at 900 °C but declined at higher heating temperatures. Across all testing conditions – tensile and impact tests at room temperature and –196 °C – and annealing temperatures, LPBF 316L steel exhibited a mixed transgranular and intergranular fracture mechanism

with a dimpled surface texture, which is characteristic of ductile fracture behavior. The formation of micropores on oxide inclusions was identified as the primary mechanism for dimple creation, becoming more pronounced following annealing at 1050-1200 °C.

The annealing process applied to LPBF 316L steel at temperatures ranging from 900 °C to 1200 °C led to a noticeable decline in corrosion resistance when compared to its as-built condition. The most severe degradation was observed at 1200 °C, where the passive film resistance (R_f) was significantly reduced, and the corrosion current density (I_{corr}) exhibited a marked increase. The least adverse impact occurred at 1050 °C, where impedance and corrosion parameters experienced relatively milder deterioration compared to the initial state of the material. The observed reduction in corrosion resistance is primarily attributed to the effects of high-temperature exposure, which facilitated the formation and subsequent coarsening of oxygen-containing inclusions, negatively influencing the material's protective capabilities.

Based on the research findings, it is concluded that high-temperature annealing at 900-1200 °C is not recommended for processing LPBF-produced 316L steel, as it does not improve the overall balance of strength, plasticity, impact toughness and corrosion resistance compared to the initial state. Annealing at 900 °C may be considered when enhanced plasticity and impact toughness are prioritized over other properties such as tensile strength.

The study was conducted with funding from the Ministry of Science and Education of Ukraine (project No. 00123U101834).

ENHANCED WEAR RESISTANCE VIA COMBINED ALLOYING: CARBURIZING WITH ELECTROSPARK TECHNOLOGY

Gaponova O., *Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of applied material science and technology of constructional materials (ORCID iD: 0000-0002-4866-0599, E-mail: gaponova@pmtkm.sumdu.edu.ua) Sumy state university;*

Okhrimenko V., *PhD student, (ORCID iD: 0000-0002-3119-8262, E-mail: v.okhrimenko@pmtkm.sumdu.edu.ua), Sumy state university.*

In the realm of modern materials science and mechanical engineering, a key task is to enhance the strength and extend the service life of metal components. To optimize the characteristics of their surfaces, thermochemical treatment methods are widely used, among which carburizing stands out for its high efficiency. This process ensures the formation of hard surface layers that guarantee significant wear resistance, which is particularly important for parts operating under high load conditions.

However, traditional carburizing methods, based on the diffusion saturation of the surface, have certain limitations, including significant energy consumption, the necessity of heating the entire part to high temperatures, and the long time required for carbon saturation of the surface. As an alternative approach that allows minimizing these drawbacks, electrospark alloying (ESA) is considered – a technology that provides localized surface strengthening without affecting the internal structure of the metal. This method offers the possibility to modify the working surface, creating functional coatings using tool electrodes (TEs) with a pre-determined chemical composition. The use of graphite TEs enables carburizing by ESA in targeted areas without the need to heat the entire part, making this technology energy-efficient and environmentally friendly.

The main goal of the presented scientific research was to improve the technologies for enhancing the surface quality of products made from structural steels by developing an innovative method for forming carbon coatings using the ESA method, which contributes to increasing the thickness of the hardened layer, as well as improving its quality and monolithicity.

The coating application process involved two stages: in the initial stage, an intermediate aluminum layer was applied using an electrode at a discharge energy in the range of 0.13–3.40 J. In the next stage, a paste based on graphite powder was applied to the prepared surface, followed by ESA with a graphite electrode using similar parameters. Steels of grades 20 and 40 were used as the base material.

The structures of the coatings obtained by ESA consist of three main regions: a white hardened layer, a diffusion zone, and the base. The white layer is formed under the influence of high temperature and pressure arising during electrical discharges, and is characterized by a special microstructure. The diffusion zone is located between the white layer and the base, where the penetration of elements from the electrodes and paste occurs, which determines the characteristics of the coating.

The results of the conducted experiments showed that the coating parameters are determined by the energy regimes of processing. With an increase in discharge energy, an increase in the thickness of the hardened layer and the diffusion zone is observed. A significant influence of the discharge energy on the mechanical properties of the coating was established, which is due to the specifics of the ESA technology.

ESA is a pulsed process during which a pulse of electric current for a short time (usually 1–10 μ s) initiates the formation of a plasma arc between the tip of the electrode (anode) and the workpiece (cathode). The maximum arc temperature can reach values of 5000–25000 K depending on the type of protective gas used and the current magnitude. The formed electric arc is capable of melting and evaporating a small amount of material from both the workpiece and the electrode. Small molten particles from the electrode, under the influence of the electric field, move and accelerate

towards the workpiece, where they collide, and the atoms of the transferred substance are introduced into the surface layer, forming a coating with high adhesion. In addition, high cooling rates contribute to the formation of unique microstructures, such as nanocrystalline or amorphous ones. Controlling the energy parameters of ESA allows obtaining coatings with desired properties.

Therefore, the proposed carburizing method using electrospark alloying allows reducing the duration of the carbon saturation process and improving the coating structure, which makes it promising for the treatment of critical parts. Carburizing of steels of grades 20 and 40 at different discharge energy values (Wp) leads to an increase in microhardness, continuity of the white layer, and improvement in coating quality. The preliminary application of an intermediate aluminum layer by ESA increases the thickness, microhardness, and continuity of the white layer, with practically no effect on the surface roughness

BIOCIDAL ACTIVITY, STRUCTURAL AND CRYSTALLOGRAPHIC CHARACTERISTICS OF π -PHASE TITANIUM PHOSPHATE PROMOTED BY BIOSYNTHESIZED SILVER NANOPARTICLES

Tetiana Hubetska^{1,2}, Olena Khainakova³, Sara González-Fernández,¹ Belén Cabal¹, Natalia Kobylinska^{2*}, Adolfo Fernández¹

¹*Nanomaterials and Nanotechnology Research Center (CINN-CSIC), University of Oviedo, 4-6 Vega Av., El Entrego, 33940, Spain*

²*A.V. Dumansky Institute of Colloid and Water Chemistry, National Academy of Science of Ukraine, 42 Akad. Vernadskoho Blvd, Kyiv, 03142, Ukraine, nkobilinskaya@gmail.com*

³*University of Oviedo, 8 Avda. Julian Clavería, Oviedo, 33006, Spain*

The integration of nanotechnology into high-performance materials has led to a significant increase in the development of advanced nanofibers [1]. It is common practice to incorporate nanofillers in the nanocomposites, which, compared to pure fibers, exhibit enhanced and unique structural characteristics. Notably, these improved properties in nanocomposites are often achieved with a low concentration of fillers, typically less than 5% [2]. The enhancement of nanocomposite properties can be attributed to the elevated surface area of the nanoparticles, in tandem with their uniform distribution across the surface fibers [3]. In recent years, fibrous inorganic nanomaterials, particularly fibrous titanium phosphate ($\text{Ti}_2\text{O}(\text{PO}_4)_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) in its ρ - and π -phases, show promise for polymer hybridisation. Although the general formula is the same, the structure of π -TiP is more complicated than that of ρ -TiP, which has channels that accommodate H_2O molecules (**Fig. 1**) [4]. Despite their limited porosity and surface area (11–16 m^2/g), TiP nanofibers exhibit hierarchical porous textures that can be enhanced by heat-induced water removal at temperatures between 300 and 420 °C.

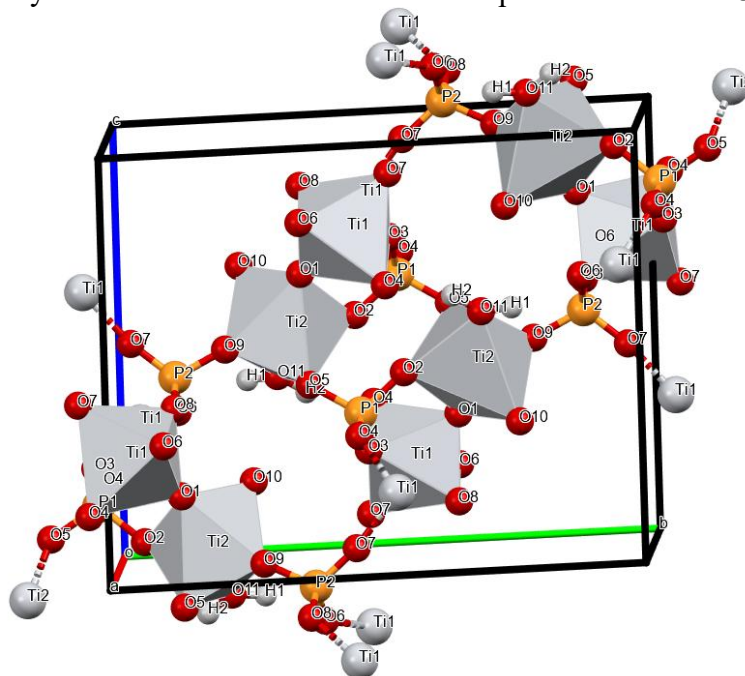


Figure 1. Octahedra-tetrahedra representation of the nanofibrous $\text{Ti}_2\text{O}(\text{PO}_4)_2(\text{H}_2\text{O})_2$ structure.

In this study, a systematic approach was adopted to obtain nanocomposites of titanium phosphate nanofibers (π -TiP) functionalized by biosynthesized nanosilver (AgNPs) with bactericidal capacity. The nanocomposites (TiP@AgNPs) were prepared by treatment π -TiP nanofibers with AgNPs solution. Previously, the colloidal solutions of AgNPs (1 mM, 5 mM, and 10 mM) were prepared by "green" synthesis using Melissa extract and two different silver(I) precursors (AgNO_3 and CH_3COOAg). The biosynthesized AgNPs are spherical shape and a size in the range 10–15 nm. The formation rate of the AgNPs and their size depended on the type of silver(I) precursor.

Additionally, the as-prepared AgNPs are appeared nucleoprotective properties through extract layer ('core-shell' structure) and prevented aggregation of the nanoparticles. TEM images of TiP@AgNPs nanocomposites are indicate a uniform distribution of monodisperse AgNPs on the surface of fibers (**Fig. 2**). The amount of AgNPs loaded on the nanofibrous surfaces increases as the concentration of AgNPs increases from 1 mM to 10 mM.

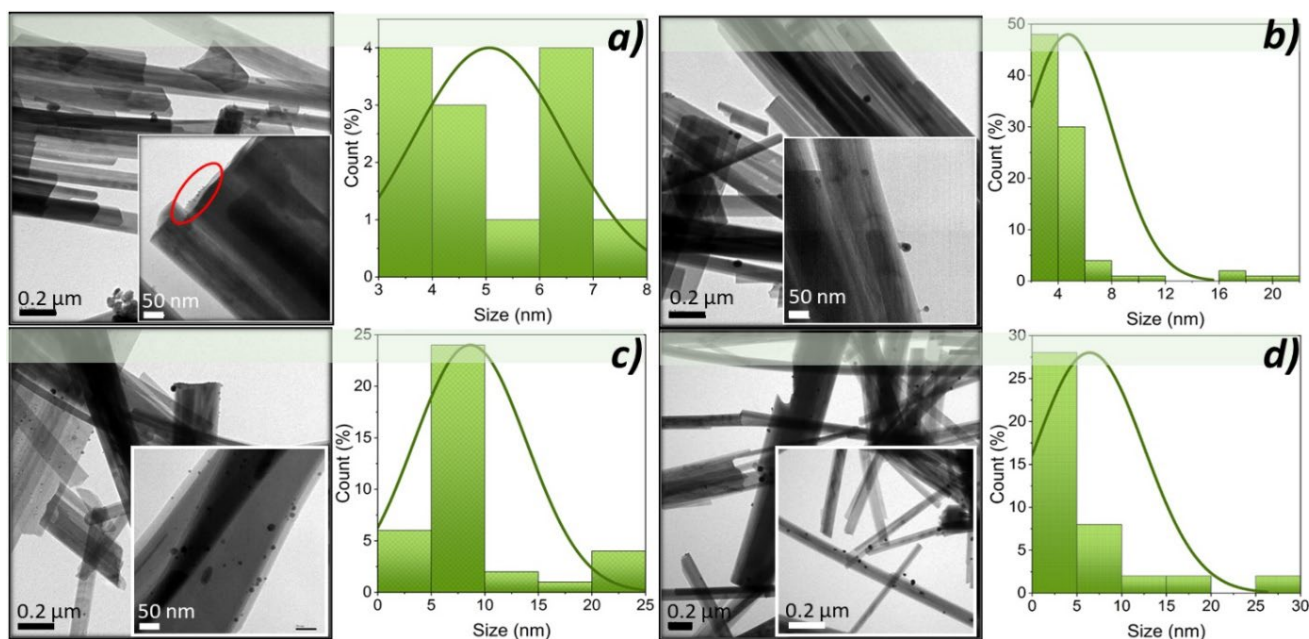


Figure 2. TEM images (magnitude: 300 KX and 10 KX) and particle size distribution of as-prepared nanocomposites: TiP@AgNPs/1 (a), TiP@AgNPs/5 (b), TiP@AgNPs/10 (c) and TiP@AgNPs/10_N (d)

The biosynthesised AgNPs exhibited significant *in vitro* antibacterial efficacy against selected *E.coli* and *S.aureus* bacteria. The antibacterial effect exhibits both concentration- and time-dependent behavior: increasing the silver nanoparticle content in the TiP nanocomposites and prolonging exposure duration enhances their bactericidal efficacy. Furthermore, the study elucidates the nucleophile-electrophile interaction mechanism that governs the formation of AgNPs.

Acknowledgements

This study was supported by CSIC program “UCRANIA DOCTORES 2022”.

References

1. Chugh, D.; Viswamalya, V. S.; Das, B. Green Synthesis of Silver Nanoparticles with Algae and the Importance of Capping Agents in the Process. *Journal of Genetic Engineering and Biotechnology*. Elsevier B.V. December 1, 2021. <https://doi.org/10.1186/s43141-021-00228-w>.
2. Pandey, J. K.; Singh, R. P. Green Nanocomposites from Renewable Resources: Effect of Plasticizer on the Structure and Material Properties of Clay-Filled Starch. *Starch/Staerke* **2005**, 57 (1), 8–15. <https://doi.org/10.1002/star.200400313>.
3. Sani, I. K.; Pirsä, S.; Tağı, Ş. Preparation of Chitosan/Zinc Oxide/Melissa Officinalis Essential Oil Nano-Composite Film and Evaluation of Physical, Mechanical and Antimicrobial Properties by Response Surface Method. *Polym Test* 2019, 79. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2019.106004>.
4. Bortun, A. I.; Khainakov, S. A.; Bortun, L. N.; Poojary, D. M.; Rodriguez, J.; Garcia, J. R.; Clearfield, A. Synthesis and Characterization of Two Novel Fibrous Titanium Phosphates Ti₂O(PO₄)₂·2H₂O. *Chem. Mater.* 1997, 9 (8), 1805–1811.

INFLUENCE OF LASER WELDING MODES ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF BIOCOMPATIBLE TiAl6V4 ALLOY

Zhou Jiahong ^a, Yurii Yavorskyi ^a

^a E.O.Paton ER IMW, National Technical University of Ukraine “Kyiv Polytechnical Institute”,
35 Politekhnichna Str., Kyiv 03056, Ukraine,

yar-yra@ukr.net

TiAl6V4 (TC4) alloy are very useful material in the aerospace industry and bioengineering corresponding to it high mechanical characteristics, corrosion resistance and biocompatibility. From the view of bioengineering it is mainly used in the manufacturing of implants and medical devices in the medical field. 4mm thick titanium alloy sheet is commonly used in the manufacture of orthopedic implants, dental implants, etc. due to its appropriate thickness and good mechanical properties. Studying its welding technology plays an important role in improving the reliability and biocompatibility of medical implants. By studying factors such as temperature control and weld quality during the welding process, the impact of welding on material biocompatibility can be reduced, and the safety and effectiveness of medical products can be improved. By studying the effects of different welding methods (such as laser welding, argon arc welding, etc.) on 4mm thick titanium alloy plates, welding parameters can be optimized, welding quality and efficiency can be improved, and technical support can be provided for the design and development of new materials.

For this purpose, in this paper the morphology, the mechanism of defect formation in the welded joint of titanium alloy TC4 during welding with a high-energy laser and the effect on the mechanical properties of the obtained welded joint are systematically investigated [1]. From the results of the experimental study, it was found that the best parameters for laser welding of titanium plates with a thickness of 4 mm are the following laser parameters: power 8 kW, welding speed 70 mm/s and defocus -1 mm (Table 1). These parameters of laser welding provide the maximum mechanical characteristics of the welded joint, namely: Maximum force 31836 Fm, Tensile strength 920 Rm, Elastic modulus 938 E (Figure 1). In the future, this work can be continued by conducting additional studies on the effect of wavelength during laser welding of TC4 alloy, heat treatment after welding on the structure and properties of the welded joint and determining the effect of different welding modes on the biocompatibility of parts made of such an alloy.

Table 1. Laser welding parameters

Serial number	Laser power (KW)	Welding speed (mm/s)	Defocus (mm)
1	6	60	-1
2	6	70	-1
3	6	80	-1
4	7	60	-1
5	7	70	-1
6	7	80	-1
7	8	60	-1
8	8	70	-1
9	8	80	-1

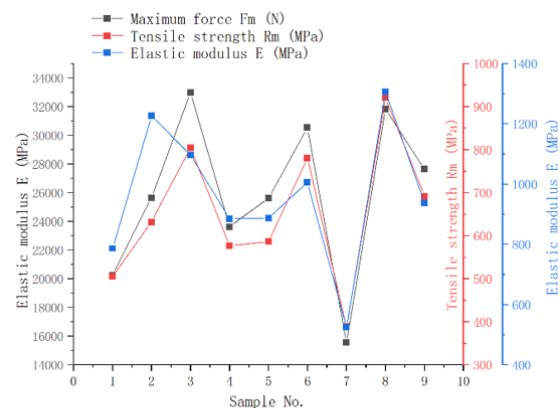


Figure 1. Dependence of mechanical characteristics from laser welding

List of literature

1. Zhou Jiahong. The Influence of laser welding modes on the structure and mechanical properties of biocompatible TC4 alloy : Master's thesis : 132 Materials Science / Zhou Jiahong. – Kyiv, 2024. – 77 p. <https://ela.kpi.ua/handle/123456789/72179>

VISIBLE LIGHT DRIVEN NANOSCALE HETEROSTRUCTURES AND THEIR ENHANCED PHOTOCATALYSIS PROPERTIES

Natalia Kobylinska^{1,2}

¹Nanomaterials and Nanotechnology Research Center (CINN-CSIC), University of Oviedo, 4-6 Vega Av., El Entrego, 33940, Spain

²A.V. Dumansky Institute of Colloid and Water Chemistry, National Academy of Science of Ukraine, 42 Akad. Vernadskoho Blvd, Kyiv, 03142, Ukraine, nkobilinskaya@gmail.com

Graphitic carbon nitride has a wide range of applications in sensing, catalysis and photocatalysis [1]. It was demonstrated that by simply changing melamine condensation temperature one can control the photoluminescence properties of g-C₃N₄ [2]. Highly stable photoluminescence intensity makes carbon nitride an ideal candidate for sensing even trace quantities of metals such as copper, iron, lead, mercury, and chromium [3, 4]. Also, biocompatibility of g-C₃N₄ makes it a promising material for biomedical applications [5] and coating fabrication [6].

Another important field of g-C₃N₄ application is photocatalytic degradation of organic pollutants in water (**Fig. 1**). Considering the fact that the carbon nitride valance band potential is too low to oxidise H₂O subsequently producing hydroxyl radicals, the development of the methods for using this material for environmental remediation attracts significantly less attention than hydrogen production. Despite this, the researchers do not give up attempts to modify g-C₃N₄ properties for hazardous compounds degradation. Zou et al. tested boron-doped g-C₃N₄ for dyes photo-degradation, and they established that even low oxidation potential of the carbon nitride valance band is sufficient to degrade rhodamine B [7]. Still the processes occurring on the CB of g-C₃N₄ are of more interest. Photogenerated electrons can interact with H₂O₂ reducing it to hydroxyl radicals, which mineralize the organic substrate [8].

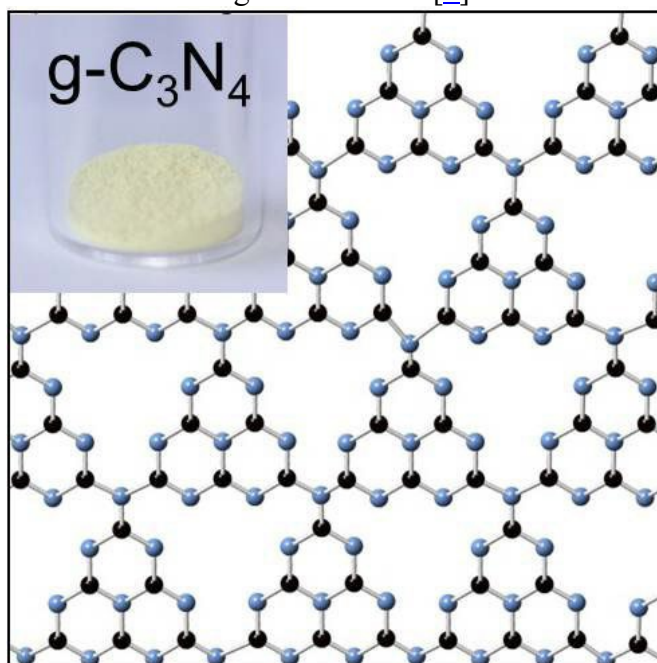


Figure 1. Image (*insert*) and structure of g-C₃N₄ photocatalysts.

In this study, a novel and effective method for producing *in situ* carbon microspheres and metal-free melem derivatives via thermal condensation of urea and melamine precursors. It has been demonstrated that the rational design of the bulk and surface of semiconductors can be used to tailor their photocatalytic properties for more efficient photo-degradation of organic pollutants such as pharmaceutical compounds (using diclofenac sodium (DCF) as model analytes) in a water medium (or

more efficient partial photo-oxidation to their derivatives). A particular focus has been on establishing the relationship between the structural and surface properties of the materials and their photocatalytic performance in photoinduced reactions.

The most accessible route to producing *g-C₃N₄* in reasonable quantities is the direct condensation of N-rich precursors such as melamine, urea or melon. Urea-derived *g-C₃N₄* exhibits the highest photocatalytic activity thanks to its lower valence band and larger surface area compared to *g-C₃N₄* derived from melamine or thiourea. However, its selectivity for DCF is the worst (22%), whereas thiourea and melamine yield more selective photocatalysts (27% and 28%, respectively). Based on these findings, melamine was selected for further investigation due to its accessibility and high yields. The as-prepared *g-C₃N₄* has a low surface area of 10 m²/g, which hinders its photocatalytic efficiency. Despite the complexity and cost of various methods, we selected simple thermal exfoliation.

This treatment improved both the reaction rate and the selectivity of DCF conversion. Even at a low exfoliation temperature of 450 °C, which does not increase the surface area or the reaction rate, the selectivity improved significantly to 37%. Further increasing the exfoliation temperature enhanced the surface area and the DCF conversion rate, achieving a selectivity of 44%. UV-Vis analysis indicates the removal of low-condensed species and the partial loss of surface amino groups, suggesting that basic functionalities hinder DCF photo-oxidation selectivity. The *g-C₃N₄* band gap allows utilization of visible light. Photocatalytic DCF oxidation under natural light outperformed experiments using a UV lamp in terms of both rate and selectivity.

Acknowledgements

This study was supported by CSIC program “UCRANIA DOCTORES 2022”.

References

1. Y. Zhang, Q. Pan, G. Chai, M. Liang, G. Dong, Q. Zhang, J. Qiu. Synthesis and luminescence mechanism of multicolor-emitting *g-C₃N₄* nanopowders by low temperature thermal condensation of melamine, *Scientific Reports*, **2013**, 3, 1943.
2. 172. E.Z. Lee, Y.S. Jun, W.H. Hong, A. Thomas, M.M. Jin. Cubic mesoporous graphitic carbon(IV) nitride: An all-in-one chemosensor for selective optical sensing of metal ions. *Angew. Chem., Int. Ed.*, 2010, 49, 9706–9710.
3. T.Y. Ma, Y. Tang, S. Dai, S.Z. Qiao. Proton-functionalized two-dimensional graphitic carbon nitride nanosheet: An excellent metal-/label-free biosensing platform, *Small*, **2014**, 10, 2382–2389.
4. 175. M. Rong, L. Lin, X. Song, Y. Wang, Y. Zhong, J. Yan, Y. Feng, X. Zeng, X. Chen. Fluorescence sensing of chromium(VI) and ascorbic acid using graphitic carbon nitride nanosheets as a fluorescent switch. *Biosens. Bioelectron.*, **2015**, 68, 210–217.
5. Y. Tang, H. Song, Y. Su, Y. Lv. Turn-on persistent luminescence probe based on graphitic carbon nitride for imaging detection of biothiols in biological fluids, *Anal. Chem.*, **2013**, 85, 11876–11884.
6. X. Zhang, X. Xie, H. Wang, J. Zhang, B. Pan, Y. Xie. Enhanced photoresponsive ultrathin graphitic- phase *C₃N₄* nanosheets for bioimaging, *J. Am. Chem. Soc.*, **2012**, 135, 18–21.
7. [S.C. Yan, Z.S. Li, Z.G. Zou.](#) Photodegradation of Rhodamine B and Methyl Orange over boron-doped *g-C₃N₄* under visible light irradiation, *Langmuir*, **2010**, 26, 3894–3901.
8. 139. Y.J. Cui, Z.X. Ding, P. Liu, M. Antonietti, X.Z. Fu, X.C. Wang. Metal-free activation of H₂O₂ by *g-C₃N₄* under visible light irradiation for the degradation of organic pollutants, *Phys. Chem. Chem. Phys.*, 2012, 14, 1455–1462.

MECHANISMS OF OXYGEN INTERACTION WITH LEAD CHALCOGENIDE NANOTHIN FILMS AND THEIR INFLUENCE ON ELECTRICAL PROPERTIES

Mazur T.M., Ph.D., Associate Professor

Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas, tetiana.mazur@nuing.edu.ua

Abstract: The interaction between oxygen and nanometer-thick polycrystalline films of lead chalcogenides (PbTe and PbSe) was studied under variable oxygen pressures ($P_{O_2} = 10^{-4}$ – 10^4 Pa). Two distinct oxygen adsorption mechanisms were identified: substitution of anion sites and incorporation into interstitial positions. The conductivity type of initially n-type films converted to p-type at a characteristic pressure $P_{O_2}^*$, which increased with film thickness. Hall effect measurements confirmed a significant decrease in electron concentration and growth of hole concentration, evidencing oxygen's acceptor role. These processes are key for optimizing the performance of lead chalcogenide-based nanomaterials in sensing and optoelectronic applications.

This study investigates the interaction between oxygen and nanometer-scale polycrystalline thin films of lead chalcogenides (PbTe and PbSe) with varying thicknesses (20–250 nm) under controlled oxygen pressures ($P_{O_2} = 10^{-4}$ – 10^4 Pa) [1]. It was found that oxygen exposure leads to a significant decrease in electrical conductivity, followed by a conductivity type inversion from n-type to p-type. The critical oxygen pressure $P_{O_2}^*$, at which the inversion occurs, increases with film thickness, and the minimum conductivity value σ_{min} shifts accordingly [1,2].

Two principal mechanisms of oxygen interaction with the film surfaces were identified: (A) substitution of anion lattice sites by oxygen atoms and (B) incorporation of oxygen into interstitial positions. The presence of two distinct adsorption centers is confirmed by the shape of the adsorption isotherms, which exhibit two linear regions in $\lg(\Delta\sigma/\sigma_0)$ vs. $\lg(P_{O_2})$ coordinates. These processes dominate at different oxygen pressure ranges and are highly dependent on the microstructure and thickness of the films [3].

Hall effect measurements support the proposed mechanisms by revealing a decrease in electron concentration and an increase in hole concentration due to oxygen adsorption. This behavior correlates with the observed conductivity changes and confirms the role of oxygen as an effective acceptor that induces a p-type surface layer and enhances hole transport in initially n-type films. Moreover, it was found that thinner films exhibit a more pronounced response to oxygen, suggesting a size-dependent enhancement of the surface interaction effects.

The irreversible nature of conductivity changes, even after prolonged vacuum treatment, suggests strong chemisorption of oxygen species. This is especially relevant for PbSe films where grain boundary effects are pronounced and contribute significantly to carrier scattering and potential barrier formation. For films with initial p-type conductivity, oxygen exposure results in an increased concentration of majority carriers (holes), reinforcing the p-type behavior and further increasing conductivity.

These findings offer valuable insights into the tunability of electrical properties in nanostructured lead chalcogenide films through controlled oxygen exposure. Understanding the dual interaction mechanisms enables better control over the functional characteristics of these materials in practical applications. The demonstrated sensitivity to ambient oxygen opens new possibilities for the design of thin-film sensors, IR detectors, and thermoelectric converters, where stability and reproducibility of electronic parameters are crucial.

1. Mazur T., Slyotov M., Mazur M., Prokopiv V., Kinzerska O., Slyotov O. Features of the cadmium chalcogenide substrates with surface nanostructure. *Materials Today: Proceedings*. 359(4), p. 661-629, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.112>

2. M. Galushchak *et al.*, The impact of oxygen on processes degradation of the physicochemical properties of lead selenide films. *Physics and chemistry of solid state*, 8(2), p. 301–304, 2007.

3. T.M. Mazur, M.M. Slyotov, V.V. Prokopiv, O.M. Slyotov, M.P. Mazur, Light emitters based on II-VI chalcogenides with nanostructured surface, *Molecular Crystals and Liquid Crystals*. 752(1), p. 95–102, 2023. <https://doi.org/10.1080/15421406.2022.2091276>.

STRUCTURE, OPTICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF MULTILAYER INDIUM SAVING INDIUM TIN OXIDE THIN FILMS

S. Petrovska¹, R. Sergiienko², B. Ilkiv¹, T. Nakamura³, M. Ohtsuka³

¹ National Academy of Science of Ukraine Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, 3 Omeliana Pritsaka Str., Kyiv 03142, Ukraine

² National Academy of Science of Ukraine, Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, 34/1 Vernadsky Ave., Kyiv 03142, Ukraine

³ Institute of Multidisciplinary Research for Advanced Materials (IMRAM), Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan

sw.piotrowska@gmail.com, makoto.ohtsuka.d7@tohoku.ac.jp

Indium tin oxide (ITO) thin films are widely used in various applications such as semiconducting window electrodes for solar cells, transparent conducting electrodes for panel displays and optical solar reflectors, etc. However, disadvantage of using conventional ITO (90 mass % In₂O₃ and 10 mass % SnO₂, ITO90) in such applications is its high cost. Therefore, a search of a more cost-effective material that has better or maintains properties of conventional ITO is in the focus of investigations. One of the ways to achieve this aim is to sputter indium saving multilayer (ML) ITO thin films.

The indium–tin target containing In₂O₃ and SnO₂ in a proportion of 90:10 mass% (ITO90) was used for deposition of the first layer with thickness of 12 nm. Target containing In₂O₃ and SnO₂ in a proportion of 50:50 mass% (ITO50) and Fe₂O₃, Fe₃O₄, Al₂O₃ targets were co-sputtered in order to obtain the second layer (thickness 138 nm). Also, for sputtering of the second layer in undoped thin films only ITO50 target was used. IATO50 (50 mass % In₂O₃, 45 mass % SnO₂, 5 mass % Sb₂O₅) and IATO50U (50 mass % In₂O₃, 45 mass % SnO₂, 5 mass % Sb₂O₃) targets were sputtered for deposition of the second layer in antimony-doped thin films. The used substrates were the Corning EAGLE 2000 glasses (surface: 50 mm×50 mm, thickness: 0.7 mm). The argon gas flow introduced into the chamber was fixed at 50 sccm. The flow rate of oxygen reactive gas was set at 0.2 and 0–0.5 sccm for sputtering of the first and the second layers, respectively. The DC power during the deposition of indium-tin oxide targets was fixed at 100 W and RF power for deposition of Fe₂O₃, Fe₃O₄ targets was set 20 W, for Al₂O₃ target was 40 W. The substrate temperature was set at 523 K.

Multilayer indium-saving indium-tin oxide thin films in as-deposited state are crystallized and show In₄Sn₃O₁₂ structure. Volume resistivity and transmittance of multilayer indium-saving indium-tin oxide thin films sputtered at optimal conditions are presented in Table 1.

Table 1. Volume resistivity, transmittance, root mean square height (Sq) and arithmetical mean height (Sa) of multilayer indium-saving indium-tin oxide thin films sputtered at optimal conditions

Sample	Oxygen flow rate, sccm	Volume resistivity, $\mu\Omega\text{cm}$	Transmittance at $\lambda=550\text{ nm}$, %	Arithmetical mean height (S_a), nm	Root mean square height (S_q), nm
ITO90/ITO50	0.2/0.3	281	98.3	1.09	1.40
ITO90/ITO50:Fe ₂ O ₃	0.2/0.1	378	97.7	1.79	2.07
ITO90/ITO50:Fe ₃ O ₄	0.2/0.1	416	91.6	1.31	1.89
ITO90/ITO50:Al ₂ O ₃	0.2/0	445	90.4	-	-
ITO90/ITO50:Sb ₂ O ₃	0.2/0.5	1140	82.6	1.37	1.75
ITO90/ITO50:Sb ₂ O ₅	0.2/0.5	1200	88.7	1.19	1.56

The material costs for indium-saving multilayer thin films also offer an economical advantage over the use of conventional ITO.

INFLUENCE OF CHEMICAL AND PARTICLE SIZE DISTRIBUTION OF COMPONENTS ON THE PROPERTIES OF GEOPOLYMERS

POLIVODA Nina, *PhD student, Department of Materials Science, Lutsk National Technical University, Lutsk, Ukraine, ORCID: 0000-0002-1361-4832, e-mail: polivoda.nino@gmail.com*

FESHCHUK Yurii, *Associate Professor, Department of materials science, Lutsk national technical university, Lutsk, Ukraine, ORCID: 0000-0001-6259-1916*

MELNYCHUK Mykola, *Associate Professor, Department Materials Science, Lutsk national technical university, Lutsk, Ukraine, e-mail: m.melnychuk@lntu.edu.ua, ORCID: 0000-0001-6813-250X*

SHEVCHUK Igor, *PhD student, Department of Materials Science, Lutsk National Technical University, Lutsk, Ukraine, ORCID: 0000-0001-8194-9442*

BABYCH Yaroslav, *PhD student, Department of Materials Science, Lutsk National Technical University, Lutsk, Ukraine ORCID 0009-0002-8676-1128*

RUD Vadym Petrovych, *PhD student, Department of Materials Science, Lutsk National Technical University, Lutsk, Ukraine ORCID 0009-0006-9585-0172*

Abstract

Geopolymers are a promising object for the study of modern building materials, as they are an environmentally friendly alternative to Portland cement-based concretes. Optimization of the chemical and particle size distribution of geopolymer components, in particular metakaolin, allows controlling the curing rate, increasing durability and mechanical properties, and adapting geopolymers to specific application conditions. This study analyses metakaolin MK 40 and highly active metakaolin HAM, their chemical composition and particle size distribution, as well as the influence of these factors on the properties of geopolymers.

Keywords: highly active metakaolin HAM, metakaolin MK-40, geopolymer

The influence of the chemical and particle size distribution of components on the properties of geopolymers is a key factor that affects their strength, resistance to aggressive environments, thermal conductivity, water absorption, and other properties. The study analyzed metakaolin MK 40 (TU.U 14.2-00191916-001:2005) and highly active metakaolin HAM (TU.U 14.2-36363275-001:2009), which can be used for the production of geopolymers.

Geopolymers are formed as a result of alkaline activation of aluminosilicate materials. Metakaolin is most commonly used, the chemical composition of which plays a key role in shaping the properties of geopolymers, as the content of silicon dioxide SiO_2 , which ensures the formation of the geopolymer matrix, increases the strength and heat resistance of the material [1,2,4,6]. The amount of aluminum oxide Al_2O_3 , which ensures the formation of a three-dimensional polymer mesh (aluminosilicate structure), affects the heat and acid resistance of the material. Calcium oxide CaO , in the presence of slag, promotes the formation of hybrid structures (C-A-S-H and N-A-S-H gels), which increase the early strength of geopolymers. Iron oxide Fe_2O_3 in high concentrations can reduce strength, but contributes to increased heat resistance [3, 5].

The elemental and oxide composition of HAM and MK-40 was measured by an X-ray fluorescence spectrometer (XRF) using two methods. In the first method, loosely packed metakaolin powder was used for measurements. In the second method, measurements were performed on compressed material. To prepare the sample for measurement, 6 g of metakaolin was weighed and 1.5 g of wax was added. The prepared mixture was pressed with a load of 15 T on a Hercules 25T press. The results of the second method are shown in Figure 1. The increased content of Al in the form of oxide in HAM metakaolin is explained by the high content of the $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ phase. This phase

is formed during the manufacture of metakaolin during the calcination process, which results in the transformation of gibbsite into γ - Al_2O_3 at temperatures of 500-700 °C. This phase remains inert during geopolymerisation, but contributes to the compaction of the structure, in fact acting as a filler that increases the compressive strength [5,7]. Also, with the formation of γ - Al_2O_3 , there is a decrease in the specific surface area of metakaolin, which can affect the reactivity of raw materials, but the formation of γ - Al_2O_3 compensates for this effect, improving the mechanical properties of geopolymer materials and their thermal stability [4,8]. The strength of geopolymers also depends on the molar ratio of Si/Al. Studies show [3, 5] that at a ratio of Si/Al $\approx 1.95 \dots 3.1$ the maximum compressive strength is achieved, from which it can be concluded that this ratio, i.e. an increase in the Al_2O_3 content, can lead to a decrease in strength due to the formation of less strong Al–O–Al bonds in the geopolymer structure. The strength of geopolymers also depends on the molar ratio of Si/Al. Studies show [3, 5] that the maximum compressive strength is achieved at a Si/Al ratio of $\approx 1.95 \dots 3.1$, hence it can be concluded that this ratio, i.e., an increase in the Al_2O_3 content, can lead to a decrease in strength due to the formation of less strong Al–O–Al bonds in the geopolymer structure.

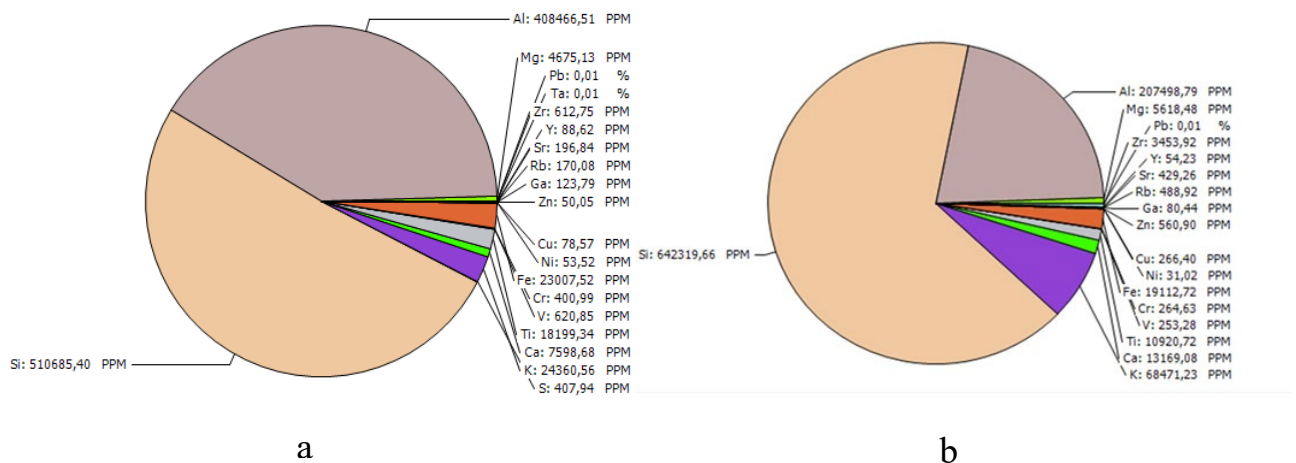


Figure 1 - Elemental composition of metakaolin HAM (a) and MK40 (b)

The particle size distribution of the geopolymer components has a direct impact on the reactivity of materials, as small particles have a higher specific surface area, resulting in a faster alkaline activation reaction of geopolymers and an increase in initial strength. Too small particles of metakaolin can reduce the mobility of the mixture, require more activator, which leads to microcracks and shrinkage. Large particles are less likely to react, but can act as a filler [9, 10]. The particle size analysis of the samples under study was carried out using a laser particle analyser, Anton Paar GmbH (Graz, Austria), which uses the light diffraction method. The measurements were carried out in the wet mode, which required the preparation of samples from the metakaolin HAM and MK40 and their introduction into the device, where light scattering analysis was then carried out. The study established statistical grain size values based on six measurements (Figure 2).

MK 40 metakaolin has a more uniform particle distribution than VMK, which in turn contributes to the densification of the geopolymer mixture structure. Thus, a decrease in the average particle size of metakaolin (to 3.9-10 μm) increases the specific surface area, which improves the dissolution of aluminosilicates during geopolymerisation. This leads to the formation of a larger amount of amorphous (glass) phase, which provides a denser microstructure and increased strength of the material [7, 10], as well as a decrease in material porosity, increased strength, improved frost and water resistance.

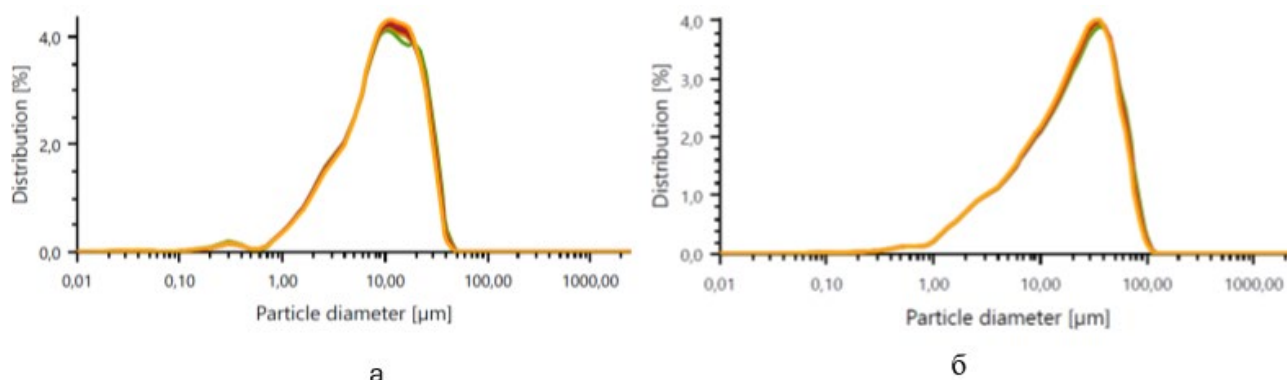


Figure 2 - Results of the granulometric analysis of HAM (a) and MK40 (b) metakaolins

Conclusions

According to the results of the research, it was found that the ratio of SiO_2 and Al_2O_3 in HAM metakaolin is ≈ 1.25 , and for MK 40 $\text{Si}/\text{Al} \approx 3.09$, it is the increase in the Si/Al ratio to values of 3...4 contributes to the formation of a denser and more coherent structure of the geopolymer due to the dominance of Si-O-Si bonds, which are stronger than Si-O-Al; at a higher ratio (above 4), a decrease in the reactivity of the system can be observed due to a decrease in the amount of N-A-S-H gel formation responsible for the binding of the structure. At a Si/Al ratio of 2...3, a balance is achieved between strength, reactivity, and structural stability. With a Si/Al ratio in the range of 1.0-1.7, which is the case with VMK metakaolin, geopolymers show lower compressive strength due to the predominance of Si-O-Al bonds, which are less strong than Si-O-Si bonds. Geopolymers with a Si/Al ratio of less than 2 have a microstructure with fewer bonds and higher porosity, as at low Si/Al ratios, predominantly linear or weakly branched polymer structures of the (-Si-O-Al-O-) type are formed, which limits the formation of a stable three-dimensional network. In contrast to fly ash, which has a low reactivity and requires more grinding or the use of activator additives, metakaolin MK40 requires less $\text{Na}_2\text{O}/\text{K}_2\text{O}$ for polymerisation. The results of granulometric analysis show that the number of medium-sized particles (up to 3.9-10 μm) prevails in MK40 metakaolin compared to HAM. To increase the reactivity of both investigated metakaolins, their strength, and density, it is advisable to reduce the particle size to 4-6 μm by mechanical grinding.

1. Davidovits, J., 1989. Geopolymers and geopolymeric materials. Journal of thermal analysis, 35(2), 429-441. 10.1007/bf01904446
2. Sami Sbahieh, Gordon McKay, Sami G. Al-Ghamdi, Comprehensive Analysis of Geopolymer Materials: Properties, Environmental Impacts, and Applications, Materials 2023, 16(23), 7363; <https://doi.org/10.3390/ma16237363>
3. Davidovits, J., 1994. High-alkali cements for 21st-century concretes. Special Publication, 144, 383-398
4. Jan Kohout, Petr Koutník, Pavlína Hájková, Eliška Kohoutová, Aleš Soukup, Aleš Soukup, Mohammadtaghi Vakili. Effect of Aluminosilicates' Particle Size Distribution on the Microstructural and Mechanical Properties of Metakaolinite-Based Geopolymers. Materials 2023, 16(14), 5008; <https://doi.org/10.3390/ma16145008>
5. Hervé K. Tchakouté, Elie Kamseu, Charles Banenzoué, Claus H. Rüschler, Fernanda Andreola, Claudia C. L. Tchamo, Cristina Leonelli. Role of $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ on the mechanical and microstructural properties of metakaolin-based geopolymer cements. Fundamentals of sol-gel and hybrid materials processing Published: 14 March 2018, Volume 86, pages 305–315, (2018)
6. Davidovits J (1991) Geopolymers: inorganic polymeric new materials. J Therm Anal Calorim 37:1633–1656

7. Byoungkwan Kim, Sujeong Lee. Review on characteristics of metakaolin-based geopolymer and fastsetting. Journal of the Korean Ceramic Society, July 202057(4):368-377 DOI: 10.1007/s43207-020-00043-y
8. E. Kamseu, A. Rizzuti, C. Leonelli, D. Perera. Enhanced thermal stability in K₂O-metakaolin-based geopolymer concretes by Al₂O₃ and SiO₂ filler addition. Journal of Materials Science, 20 January 2010, Volume 45, pages 1715–1724, (2010)
9. Farooq F., Jin X., Faisal Javed M., Akbar A., Izhar Shah M., Aslam F., Alyousef R. Geopolymer concrete as sustainable material: A state of the art review. Constr. Build. Mater. 2021. V. 306. ID 124762.
10. Duxson P, Lukey G, Separovic F, van Deventer JSJ (2005a) Effect of alkali cations on aluminum incorporation in geopolymeric gels. Industrial & Engineering Chemistry Research , 2005, 44, 4, 832–839

REACTION MECHANISM OF THE Ti_3SiC_2 FORMATION BY MECHANICALLY ACTIVATED SELF-PROPAGATING SYNTHESIS

Savyak M.P.¹, Korablov D.S.¹, Melnyk O.B.², Kopan A.R.¹, Solonin Yu.M.¹

¹ *Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, NAS of Ukraine,
Omeliiana Pritsaka str., 3, 03142, Kyiv, Ukraine*

² *Kurdyumov Institute for Metal Physics, NAS of Ukraine,
Akademika Vernads'koho blvd., 36, 03142, Kyiv, Ukraine*

Layered ternary carbides (MAX phases) are large collection of oxygen-free ceramic materials exhibit a unique combination of properties characteristic of both metals and ceramics. MAX phases are hard materials which are metallically conductive and thermally conductive. Such materials have low density, Young's modulus values on the order of 300 GPa, excellent corrosion resistance in aggressive liquid media, resistance to high temperature oxidation and has high melting point. Among the many MAX phases synthesized to date, the greatest interest from the standpoint of the level of their properties represents such material based on titanium as Ti_3SiC_2 .

Synthesis of MAX phases is carried out mainly by methods of hot isostatic pressing, self-propagating high-temperature synthesis (SHS) and by spark plasma sintering (SPS) method. These techniques require high temperatures, utilization of complex and expensive equipment for the synthesis Ti_3SiC_2 MAX phase of high purity, while the yield of MAX phase reveals to be low. At the same time, in order to obtain MXenes it is desirable to pre-synthesize MAX phases in the form of a dispersed powder to improve etching of A-element layers. Thus, high-energy milling of the initial components in a planetary mill was applied as a promising synthesis route for the preparation of Ti_3SiC_2 MAX phase powder with a view to improve the quality and purity of resultant MXene.

In the present investigation the milling of reactants was performed in argon atmosphere in a planetary mill AIR-015M. The phase composition of the samples was examined by XRD using a diffractometer "DRON 3" (Cu $K\alpha$ radiation).

The effect of the content of the mixture components, its purity, the energy intensity of the mill (rotation speed, ball-to-powder ratio) and the milling time on the formation, in particular on the purity of Ti_3SiC_2 phase has been studied by numerous experiments. It is shown that in the 3Ti–Si–2C systems as a result of the reaction of mechanically activated self-propagating synthesis predominantly Ti_3SiC_2 MAX phase can be formed.

The reaction mechanism of the synthesis has been established. The formation of solid solutions of titanium substitution by silicon initiates the reaction of mechanically activated self-propagating synthesis in the system, resulting in the Ti_3SiC_2 and secondary phases formation. Thermodynamic modeling of the solid solution of silicon in titanium permits to conclude that substitution of Ti atoms by Si leads to a decrease in the solution energy and lattice parameter. The substitution solution will be energetically stable.

AUTOMATED PRESS FOR CUTTING SHEET MATERIAL

Selesnov E.L.¹, Ph. D., associate professor
Zashchiepkina N.M.² Doctor of science, Professor
Selesnov D.E.¹, Ph. D., associate professor
Kukharyk M.S.¹, student M-41

¹Lutsk National Technical University

² National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute"

The main task of the development of the footwear industry is further technological re-equipment, improvement of the organization of production, expansion of existing production, commissioning of new production.

To solve these tasks, the use of internal production processes and reserves at footwear production plants is of great importance.

The equipment used at domestic enterprises of the footwear industry for the main technological operations of cutting in terms of productivity, accuracy, degree of automation and other characteristics still lags significantly behind the modern technical level.

Since modern equipment is significantly expensive and large funds are required to re-equip production, the need to improve existing equipment remains relevant.

In our work, a project to modernize an automated cutting complex for shoe upper parts was carried out, which expands the technical capabilities and productivity of existing equipment. The main decisions made in the development of the project are aimed at increasing the productivity of the formation of the initial product.

As a result of the analysis of existing equipment for cutting sheet materials in light industry, it was found that the most promising are automated machines of relatively simple design, and since according to our task the machine should be able to cut materials for shoe uppers, the best option is a press in which the creation of working force is provided by a magnetic-pulse installation. The design of the designed cutting press is shown in Fig. 1.

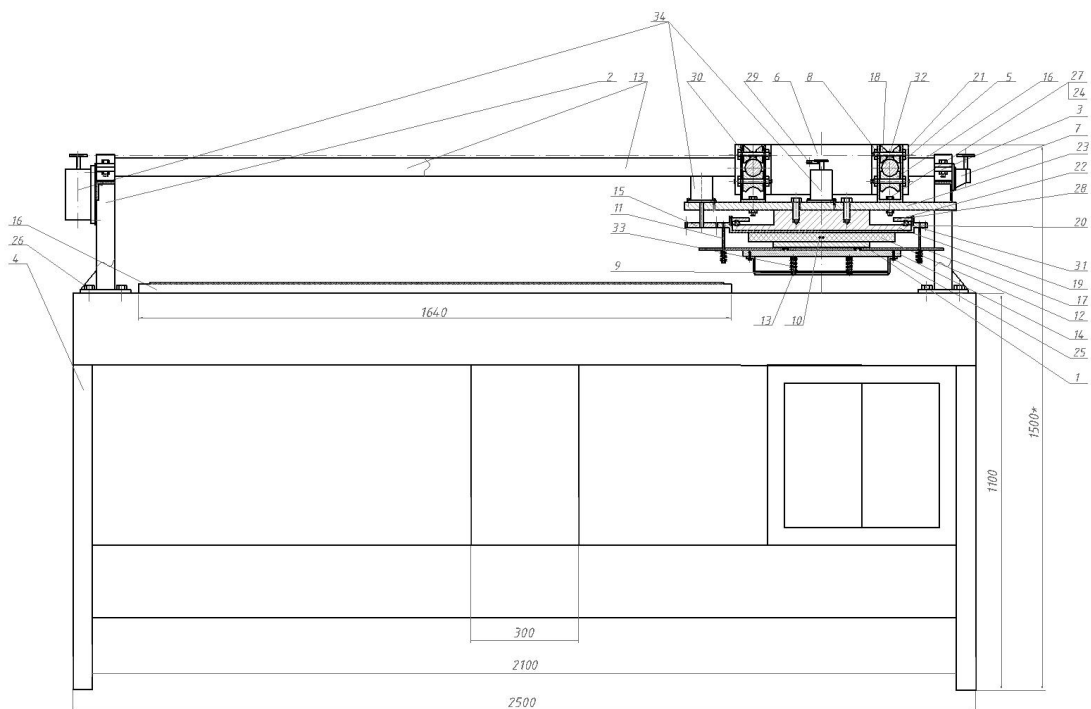


Figure 1 – general view of the designed equipment

The complex works as follows. After starting the press control program and entering information about the cutter parameters and the processed material, the camera 35 located above the cutting plate photographs the material (e.g. natural leather), while the cutting carriage is in the initial position, i.e. outside the cutting plate 16. In this way, adjustments are made to the shape of the contour of the sheet of natural leather and defects on its surface. Using a special computer program, the optimal layout is made according to the geometry of the installed cutter 8, as well as the determination of the necessary force to perform the technological operation, based on which the optimal operating modes of the press are established. At the end of this stage, the first positioning of the cutting head occurs due to the possibility of longitudinal, transverse and rotary movements; a voltage pulse is applied to the inductor 1 through conductors 10. Due to the strong pulse magnetic field, the satellite 5, interacting with the inductor 1, moves with a certain force in the direction of cutting together with the cassette 14 and the cutter 8. After cutting the part, the satellite returns to its original position under the action of the springs 4. At the same time, the plate 9, due to the springs 32, drops the part from the cutter, leaving it in the place of the cut hole. The power supply capacitor accumulates energy for cutting the next part, which occurs after the head is positioned. After cutting out parts with this cutter, accompanied by an audible signal, the operator, if necessary, replaces the cassette with another cutter and then the cycle repeats. After cutting out the last part, the operator installs the next sheet of material. The cycle repeats from the beginning.

One of the main ways to improve the characteristics of the magnetic pulse installation was the choice of the type of inductor used in it. Based on the classification of inductor systems by type, depending on the type of operations it performs, and analyzing the laws of change in the magnetic field strength in the working area, we came to the conclusion that the most rational is to use a flat magnetic inductor using the so-called satellite. When using a satellite, in addition to the ability to process parts from low-conductivity material, pressure equalization is also achieved over the entire plane of the part being processed.

As a result of the implementation of this design development, the productivity of the press increases, which increases the amount of finished product output, and there is also a significant saving of energy resources.

ОЦІНКА СТАНУ ЦИЛІНДРИЧНИХ ГУМОМЕТАЛЕВИХ АМОРТИЗАТОРІВ

Ассін І. Д., аспірант кафедри Інноваційної інженерії, asinigor2305@gmail.com

Зибайло С. М., канд. техн. наук, с.н.с., доцент кафедри Інноваційної інженерії, szybaylo@ukr.net

Український державний університет науки і технологій

ННІ «Український державний хіміко-технологічний університет»

У роботі представлено результати дослідження стану гумометалевих амортизаторів циліндричної форми, призначених для поглинання вібрацій у технічних системах. Актуальність теми обумовлена потребою у підвищенні ефективності віброзахисту та довговічності амортизуючих елементів при мінімізації експериментальних витрат.

Запропоновано аналітичну модель, що описує напружено-деформований стан циліндричних амортизаторів з урахуванням в'язкопружних властивостей гуми, релаксаційних процесів та взаємодії з металевими елементами. Особливістю дослідження є врахування армування та його впливу на такі характеристики, як статична й динамічна жорсткість, модуль стискування, частота власних коливань та коефіцієнт віброізоляції [1,2].

Дослідні зразки амортизаторів були виготовлені із застосуванням гумових сумішей типу 1346 (м'яка) та 1348 (підвищеної твердості), з армованими металевими прошарками. Для приклеювання гуми до сталі використано клей Хемосил 211/411. Випробування проводилися на лабораторному стенді з використанням розривної машини FM 250 [2].

Попередніми дослідженнями [1, 2] встановлено, що на властивості при стисканні гумових амортизаторів впливає цілий ряд факторів: твердість гум за Шором А, кількість металевих прошарків, кріплення гум до металу в процесі вулканізації [3].

Визначення впливу різних факторів на властивості гумометалевих амортизаторів виконано з застосуванням повнофакторного експерименту 2^3 , для якого розрахунок рівняння регресії було проведено за допомогою програмного середовища Spyder (Python 3.12 версія вільного доступу) з використанням методу найменших квадратів.

Стискання зразків гуми при одновісному навантаженні, яке проводиться між двома паралельними плитами, можливо втілювати в умовах без змащування опорних поверхонь. Так як тертя опорних поверхонь зразка по плитах перешкоджає вільному розширенню зразка у бічному напрямку, то бічна поверхня частково згинається та виникає контакт з плитами, що дозволяє отримати наступні розрахункові характеристики гумометалевих амортизаторів:

- статичну жорсткість: визначає здатність амортизатора протистояти навантаженню у стані спокою. Вона залежить від геометрії та жорсткості матеріалу.
- динамічну жорсткість: характеризує опір при періодичних навантаженнях і зростає з частотою коливань, враховуючи вплив внутрішнього тертя.
- частоту коливань: визначає режим роботи амортизатора (резонансний чи позарезонансний) та суттєво впливає на ефективність віброзахисту.
- коефіцієнт віброізоляції: відображає здатність системи зменшувати передавання вібрацій на закріплені елементи; вищий коефіцієнт означає кращу ізоляцію.
- модуль стискування: є фізичною характеристикою матеріалу, що відображає його здатність чинити опір деформації при стисканні.

У результаті експериментального дослідження та математичної обробки даних за допомогою програмного коду на мові програмування Python 3.12 у середовищі Spyder отримано рівняння регресії з коефіцієнтом детермінації $R^2 > 0,98$, що свідчить про високий ступінь достовірності моделі.

Встановлено, що на модуль стискування найбільше впливають твердість гуми (50 %), міцність кріплення гуми до металу (6,1 %) та кількість металевих прошарків (2,6 %). Це дозволяє стверджувати, що твердість гум за Шором А є ключовим діагностичним параметром стану амортизаторів.

На рис. 1 зображено розподіл основних властивостей циліндричних гумометалевих амортизаторів у тривимірному просторі: ілюструє взаємозв'язок між механічними властивостями матеріалу, розмірами конструкції та її здатністю протистояти стисканню.

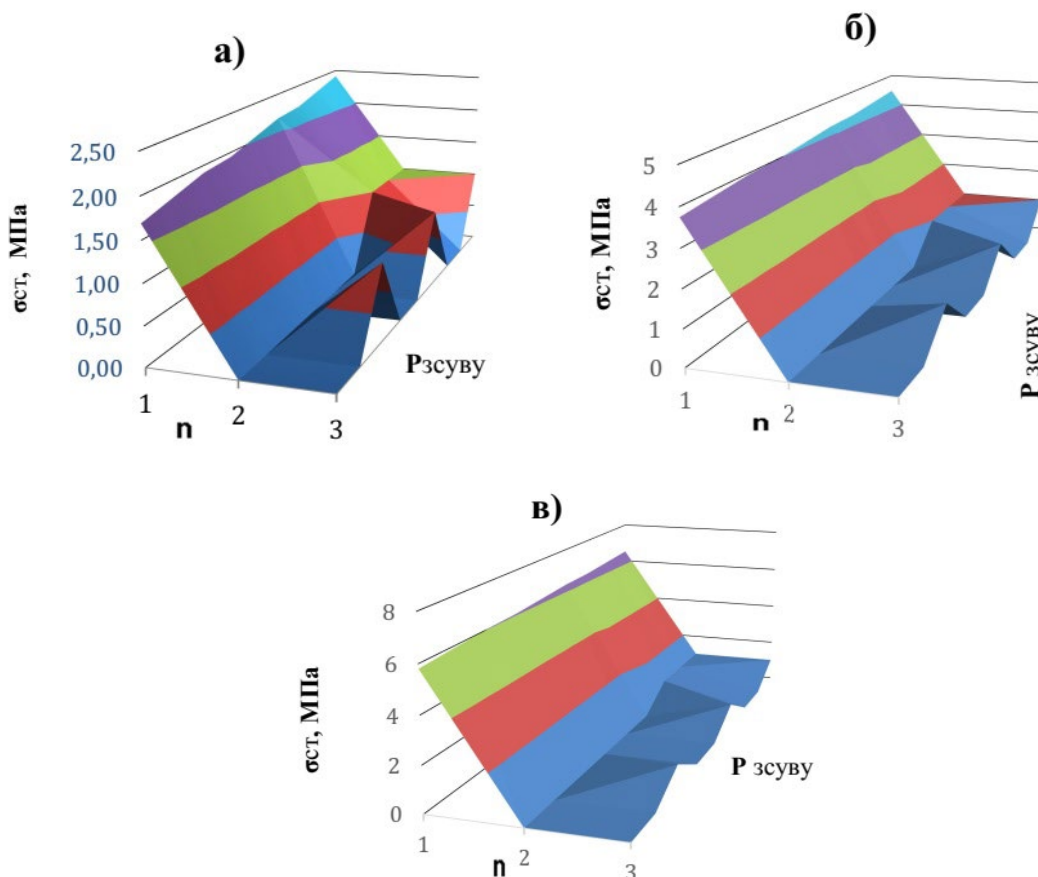


Рисунок 1 – Вплив міцності на зсув гумометалевого з'єднання ($P_{зсуву}$) та кількості металевих шарів (n) циліндричних гумометалевих амортизаторів на їх модуль стискання ($\sigma_{ст}$) в залежності від твердості гум за Шором А, умов. од.: а) 50, б) 60 в) 70.

Висновки

Розроблена модель оцінки стану дозволяє прогнозувати поведінку амортизаторів, враховуючи нелінійні властивості гуми. Це дозволяє ефективніше аналізувати стан циліндричних гумо-металевих амортизаторів та поведінку амортизатору при різних умовах навантаження.

Встановлено, що армування і якість зчеплення гуми з металом впливають на жорсткість і частоту коливань однаковою мірою, тому їх можна розглядати як єдиний фактор у подальших дослідженнях. Твердість гуми має вирішальний вплив (50%), тоді як кількість металевих прошарків – мінімальний (2,6%). Армування та кріплення гуми до металу рівноцінно впливають на жорсткість і частоту власних коливань гумометалевого амортизатору. Методи оцінки стану гумометалевого амортизатору застосовні для проектування амортизаторів для транспорту, авіації та при сейсмічному захисті. Результати дослідження сприяють зниженню витрат на випробування та підвищенню якості конструкцій при оцінці стану гумо-металевих амортизаторів.

Список використаної літератури

1. Assin, I., Zybailo, S. (2024). Determination of the natural vibration frequency of rubber dampers under compression. Science, (2), 36–42. <https://doi.org/10.21303/2313-8416.2024.003630>.

2. Assin, I., Zybailo, S. (2024). Determination of the limits of operational loads of rubber shock absorbers during compression. *Technology Audit and Production Reserves*, 2(3(76), 27–30. <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2024.302534>.

3. Ebich, Y. R., Emelyanov, Y. V., Zybailo, S. N. (2005). Evaluation of operational properties of rubber-metal joints. *Issues of Chemistry and Chemical Technology*, 115–118. <https://10.5281/zenodo.15316234>.

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ВОЛОКНИСТИХ НАПОВНЮВАЧІВ ТРИКОТАЖНОЇ СТРУКТУРИ

Безсмертна В.І., PhD., ст.н.с., bezsmertna.v.i@gmail.com

Ободєєва І.М., гол. інж.-техн., Коханий В.О., ст.н.с.,

Данилюк В.М. пров. інж., Хохлова Н.М. гол. інж.-техн.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ

Вступ. Розробка полімерних композиційних матеріалів (ПКМ) на основі високоміцних високомодульних вуглецевих волокон як конструкційного, так і функціонального призначення є актуальною науковою та практичною проблемою. Традиційно для отримання ПКМ та виробів з них використовують армуючий волокнистий наповнювач у вигляді тканини, односпрямованих стрічок, нетканих матеріалів з вуглецевих, скляних, арамідних волокон. Ці наповнювачі є тканими полотнами різної структури, які виготовляють на ткацьких станках переплетенням повздовжніх (основа) та поперечних (уток) ниток. Проте для пошуку оптимального варіанта армування ПКМ волокнистими наповнювачами доцільно розглянути альтернативні матеріали, в тому числі трикотажної структури.

Перевагою трикотажного способу виготовлення армуючого волокнистого наповнювача для композиційних матеріалів є можливість отримання матеріалів з більш широким спектром як конструкційних, так і функціональних властивостей. Поверхневу густину трикотажного волокнистого наповнювача в ПКМ можна регулювати плавно та в широкому діапазоні, використовуючи нитки та джгути різної лінійної густини, змінюючи крок їх розподілу у в'язаному полотні шляхом використання трикотажного обладнання різних класів. Також трикотажна технологія надає можливість поєднувати волокна різної природи в полотні та отримувати нові властивості ПКМ на їх основі [1].

Розроблена в ІПМ НАНУ технологія отримання трикотажних полотен, в тому числі і уткових переплетень на модернізованій плосков'язальній машині дає можливість текстильної переробки високоміцних вуглецевих, скляних, арамідних, поліамідних та інш. волокон. Слід звернути увагу, що вуглецевим волокнам притаманна висока крихкість, що потребує обережного ставлення при їх переробці в вуглепластики: пресування не проводять при високому тиску, а також запобігають різких перегинів армуючих наповнювачів. Для найбільш повної реалізації механічних властивостей вуглецевих наповнювачів використовується переважно однонаправлена та перехресна укладка. Як сполучне використовують найчастіше термореактивні смоли – епоксидні, фенольні, поліамідні, які забезпечують високу адгезію і високий ступінь реалізації механічних властивостей високоміцних волокон.

Характерною особливістю виробів з ПКМ є поєднання в часі процесів формоутворення конструкції та отримання армованих ПКМ з заданими властивостями. Процес отримання ПКМ традиційно складається з наступних основних операцій: пошарова викладка вихідних армуючих матеріалів (тканин, односпрямованих стрічок, препрегів), просочування сполучним, формування (полімеризації) матеріалу в готовий виріб заданої форми. Головним чином, властивості ПКМ визначає якість просочування наповнювача сполучним.

Таким чином, зважаючи на особливості структури трикотажного наповнювача, а саме пористість та об'ємність, одним з основних факторів, що може впливати на просочення сполучним та зменшення пористості ПКМ є вакуумування заготовки наповнювача перед просочуванням. Правильний вибір режимів попереднього вакуумування – часу та тиску, що забезпечує максимальне видалення повітря з наповнювача буде визначати густину матеріалу, близьку до оптимальних значень та можливість досягти реалізації міцності вихідних волокон.

Мета дослідження – визначити оптимальні умови виготовлення ПКМ на основі трикотажних вуглецевих наповнювачів для забезпечення рівномірного просочення, зниження пористості та підвищення механічних властивостей.

Матеріали та методи досліджень. Для виготовлення трикотажних полотен в роботі як вихідні матеріали були використані: нитка вуглецева Toho Tenax HTS40 E13 3K 2015 з ПАН прекурсорів 200 текс, нитка вуглецева з ГЦ волокон 100 текс, нитка поліамідна високоміцна світлотермостабілізована 10 текс, нитка параарамідна високомодульна технічна 58,8 текс. Як сполучне була використана епоксидна смола ЕД-20, отверджувач ангідридного типу І-МТГФА та прискорювач УП606/1. Система була з низькою в'язкістю та довгим строком зберігання. Реактивність системи регулювалася зміною вмісту прискорювача.

Методи дослідження. оптична мікроскопія, фізико-механічні випробування.

Результати досліджень та їх обговорення. Зразки ПКМ на основі вуглецевого наповнювача зі структурою трикотажу утокових переплетень (рис.1) для подальшого дослідження механічних властивостей виготовляли двома способами за відповідним для полімеризації сполучного режимами формування: 1. формуванням під тиском у роз'ємній формі з обмежувачами по розрахованому об'єму (рис. 2а); 2. вакуумним формуванням (рис. 2б). Для виготовлення зразків ПКМ попередньо підготовлені шари трикотажного наповнювача просочували епоксидним сполучним гарячого отвердження та укладали в роз'ємну форму.

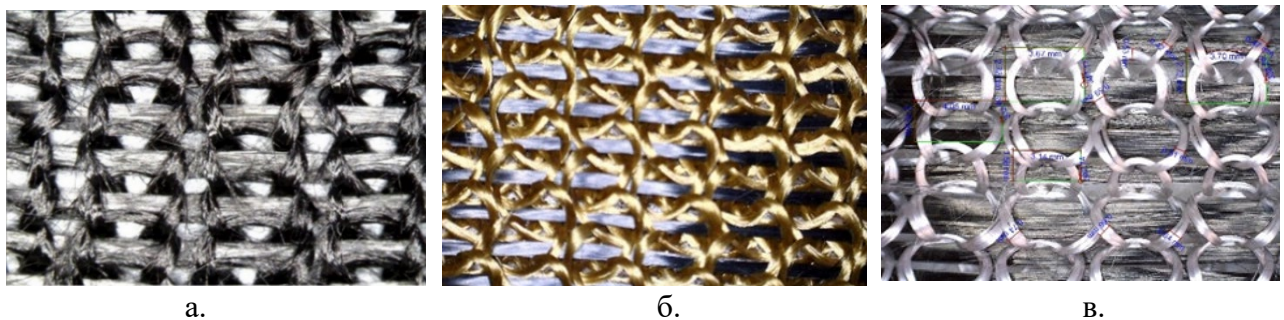


Рисунок 1 – Структура трикотажних полотен утокових переплетень: а. Toho Tenax (200 текс) – нитка вуглецева з ГЦ волокон (100 текс); б. Toho Tenax (200 текс) – параарамідна нитка (58,8 текс); в. Toho Tenax (800 текс) – поліамідна нитка (10 Текс)

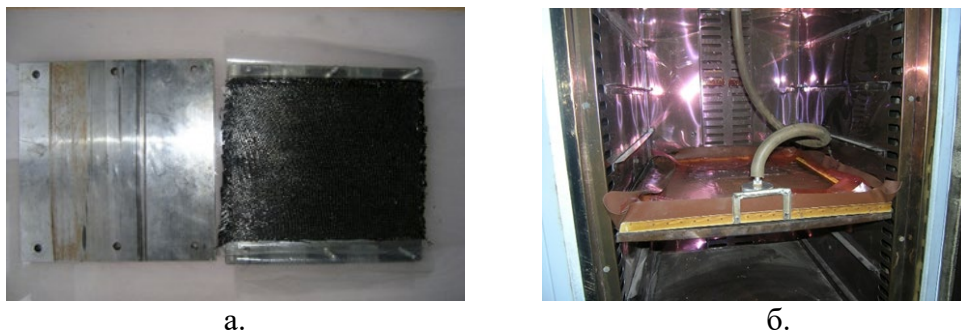


Рисунок 2 – Виготовлення зразків ПКМ на основі трикотажних полотен:
а. формування в роз'ємній формі з обмежниками б. вакуумне формування зразків

Не зважаючи на легкість викладки заготовок, формуванням в роз'ємній формі з обмежниками не вдалося отримати стабільного вмісту полімерної матриці в зразках ПКМ та рівномірного його розподілення по об'єму. Відхилення вмісту полімерної матриці в вуглецьпластику від оптимального для ПКМ на основі епоксидного сполучного (35%) призвело до зниження механічних властивостей отриманих композитів. Вміст полімерної матриці в зразках ПКМ складав до 60 %, при цьому питома вага отриманих матеріалів з

вуглецевих волокон була менше ніж $1,3 \text{ кг/м}^2$. Висока залишкова пористість матеріалу зразків не дала можливості досягти певного рівня фізико-механічних властивостей.

Для подальшого виготовлення зразків ПКМ на основі трикотажних полотен з використанням вуглецевих, арамідних та поліамідних ниток було використано вакуумне формування попередньо просоченої в вакуумі преформи з трикотажного вуглецевого наповнювача. Усі виготовлені зразки вуглецьпластику з вмістом полімерної матриці 35 % мали густину $1,4\text{--}1,45 \text{ г/см}^3$. Використання операції вакуумного просочення перед операцією гарячого пресування (формування з обмежниками за заданим об'ємом) дозволяє отримати необхідний вміст полімерної матриці в композиті на основі вуглецевих волокон, сприяє збільшенню густини та збільшенню показників міцності на розрив отриманих матеріалів.

Таким чином, дослідження технологій полімерних композиційних матеріалів на основі вуглецевого наповнювача зі структурою трикотажу утокових переплетень показало можливість виготовлення розроблених ПКМ різними методами (формуванням в пресформі з обмежниками, гарячим пресуванням, вакуумним формуванням), але з обов'язковим використанням операції попереднього вакуумування для видалення повітря, яке міститься між елементарними волокнами, рівномірного просочення сполучним та збереження розташування шарів наповнювача і напрямку високоміцних вуглецевих волокон.

Слід звернути увагу на зміну механізмів руйнування зразків ПКМ в залежності від схеми армування. Механічні властивості в залежності від схеми армування з урахуванням розташування високоміцних вуглецевих волокон (1D (0-0) та 2D (0-90) полімерні композити) мають суттєву анізотропію властивостей. В залежності від складу армуючого наповнювача, вищі властивості міцності мали композити на основі трикотажних полотен вуглецеві – арамідні волокна. В цьому випадку не відбувається повного руйнування зразків ПКМ, а вищі значення міцності на розрив зразків односпрямованого ПКМ відповідають поступовому (тривалому в часі) руйнуванню (рис. 3в). Такі механізми руйнування ПКМ на основі волокнистих наповнювачів трикотажної структури можуть мати переваги при визначенні експлуатаційних характеристик, наприклад, визначені міцності при втомі матеріалу.

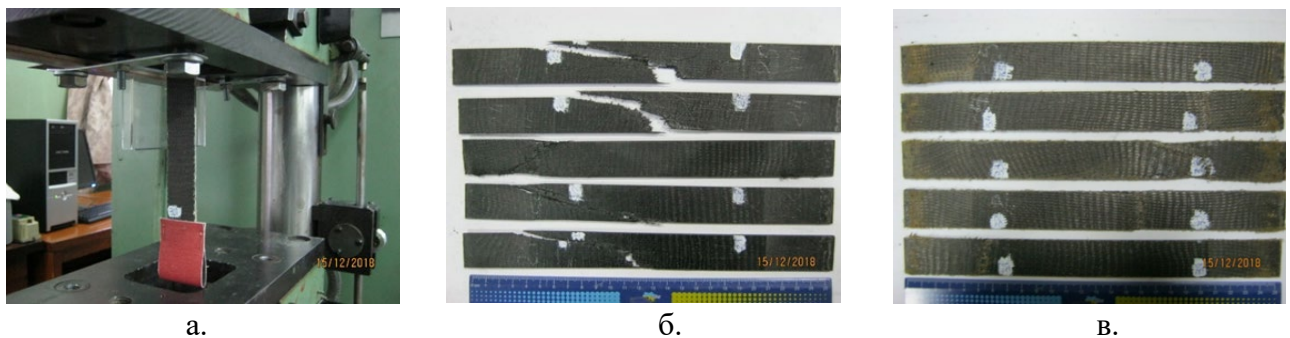


Рисунок 3 – Зразки ПКМ після випробування: а. зразок ПКМ армованого волокнистим трикотажним наповнювачем для визначення міцності на розрив; б. на основі односпрямованого вуглецевого трикотажного наповнювача; в. на основі вуглецевого трикотажного наповнювача з арамідними волокнами

Підвищення рівня механічних властивостей ПКМ на основі вуглецевого волокнистого наповнювача досягнуто шляхом збільшення частки високоміцного та високомодульного вуглецевого волокна та використанням ниток основи з найменшою лінійної густиною. Границя міцності на розтяг ПКМ на основі трикотажного наповнювача утокових переплетень з вмістом до 95 % високоміцних вуглецевих волокон Toho Tenax (800 текс) – поліамідної нитки (10 текс) складала $1,1 \text{ ГПа}$ за питомої ваги $1,5\text{--}1,6 \text{ г/см}^3$.

Висновки. Досліджено вплив технологічних факторів виготовлення полімерних композиційних матеріалів на основі трикотажних структур з використанням епоксидного

сполучного. Встановлено, що використання вакуумного просочення перед операцією формування або вакуумного формування дозволяє отримати необхідний вміст полімерної матриці в композиті на основі вуглецевих волокон, сприяє збільшенню густини та збільшенню показників міцності на розрив отриманих матеріалів.

Список літератури

1. Безсмертна В., Мазна О., Коганий В. Дослідження впливу параметрів конструкції на аеродинамічні характеристики безпілотного літального апарата // MATEC Web of Conferences. – 2019. – Т. 304. – Стаття № 01012. – DOI: 10.1051/matecconf/201930401012.

МОДЕЛЮВАННЯ З ПЕРШИХ ПРИНЦИПІВ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОЇ КЕРАМІКИ ($\text{Ti}_{0.25}\text{Zr}_{0.25}\text{Hf}_{0.25}\text{V}_{0.25}$)(C_{1-x}N_x), $x=0, 0.5, 1$

Бекеньов В.Л., *с. н. с.*, *ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-2438-4731>*,

Роженко Н.М., *к. ф.-м. н., н. с.*, *ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1466-417X>*,

Картузов В.В., *к. ф.-м. н., с. н. с., пров. н. с.*, *ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0558-3001>*

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича Національної академії наук України,
n.rozhenko@ipms.kyiv.ua

З часу синтезу високоентропійних сплавів (HEA) на початку 2000-х років високоентропійні матеріали привертають до себе особливу увагу. Високоентропійна кераміка (HEC) є однофазним твердим розчином, який містить щонайменше чотири типи металевих елементів і відрізняється від традиційних керамічних матеріалів наявністю високоентропійного ефекту. У порівнянні з високоентропійними сплавами високоентропійна кераміка має більш різноманітні фізичні та хімічні властивості, що розширює область її застосування в таких галузях, як аерокосмічна промисловість, виробництво ріжучих інструментів, мікроелектроніка тощо [1, 2]. Зважаючи на практично безмежну варіативність складу високоентропійних матеріалів, їх дослідження методами обчислювального експерименту набуває все більшої актуальності. У роботі подано результати теоретичного дослідження на основі методу функціоналу густини (DFT) карбідної (TiZrHfV)C, нітридної (TiZrHfV)N та карбонітридної керамік (TiZrHfV) $\text{C}_{0.5}\text{N}_{0.5}$ з еквімолярним вмістом тугоплавких перехідних металів. Показано визначальну роль ентропійного фактору у стабілізації цих керамік, обчислено нижню межу температури, за якої є можливим синтез кожної з них, встановлено параметри кристалічної ґратки та оцінено її дисторсію.

Відомо, що карбіди та нітриди тугоплавких перехідних металів Ti, Zr, Hf, V мають кристалічну структуру типу NaCl [3]. Таку ж структуру мають і більшість синтезованих на сьогодні багатокомпонентних карбідів та нітридів. Для проведення розрахунків було сконструйовано кубічну суперкомірку $2 \times 2 \times 2$, яка містить 64 атоми. При цьому перехідні елементи були випадковим чином розподілені по вузлах катіонної підґратки. У випадках (TiZrHfV)C і (TiZrHfV)N аніонна підґратка повністю заповнена тільки атомами вуглецю/азоту, а для (TiZrHfV) $\text{C}_{0.5}\text{N}_{0.5}$ аніонна підґратка заповнювалась випадковим чином атомами вуглецю та азоту з ймовірністю 0.5.

Першопринципні обчислення повної енергії проведено програмним комплексом QuantumEspresso [4]. Використано псевдопотенціали з бібліотеки QuantumEspresso [5] з обмінно-кореляційним потенціалом у наближенні GGA-PBE [6].

Розраховані з перших принципів значення повної енергії кожної з керамік та їх компонентів дозволяють визначити, згідно з [7], значення ентальпії ΔH_{mix} досліджуваних керамік. Значення ентропії змішування ΔS_{mix} розглянутих систем обчислені за формулою з роботи [8]. Термодинамічну стабільність розглянутих систем визначали за вільною енергією змішування Гіббса ΔG_{mix} :

$$\Delta G_{mix} = \Delta H_{mix} - T\Delta S_{mix}, \quad (1)$$

де T – абсолютна температура.

Для всіх цих сполук ентальпія змішування ΔH_{mix} виявилася додатною, проте внесок у ΔG_{mix} ентропії змішування від’ємний, а його абсолютна величина, як видно з (1), збільшується зі зростанням температури. У Таблиці наведено встановлені для кожної з керамік значення ентальпії та ентропії змішування, а також визначені за формулою (1) значення температури T_0 ,

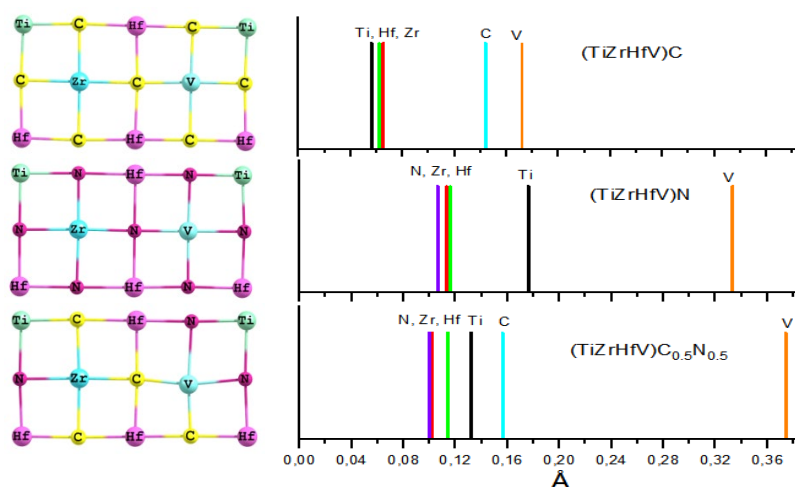
за якої енергія змішування Гіббса ΔG_{mix} стає від'ємною, що вказує на можливість стабілізації цих структур ентропійним вкладом. Варто відзначити, що ці температури значно нижчі, ніж температури плавлення окремих карбідів та нітридів металів, що входять до складу кераміки. Так, найнижчі температури плавлення, які дорівнюють 2921 К і 2323 К [3], мають карбід і нітрид ванадію відповідно.

Результати *ab-initio* дослідження високоентропійної кераміки з еквімолярним вмістом тугоплавких перехідних металів

Сполука	(TiZrHfV)C	(TiZrHfV)C _{0.5} N _{0.5}	(TiZrHfV)N
ΔH_{mix} , kJ/mol	9.892	1.438	3.941
ΔS_{mix} , J/(mol*K)	5.762	8.647	5.7612
T_0 , K	1716.8	166.3	684.0
δ , %	5.25	4.72	3.86
a , Å	4.4720 (4.4531)	4.4339 (4.4084)	4.3940 (4.3638)
Δa , Å	0.1163	0.1543	0.1456

Наведені у Таблиці значення параметра δ розраховані згідно [9]: $\delta = \sqrt{\sum_{i=1}^N x_i [1 - a_i / (\sum_{i=1}^N x_i a_i)]^2}$, де a_i – параметр ґратки i -того карбїду/нітриду [3], x_i – його молярна концентрація, $N=4$ для (TiZrHfV)C, (TiZrHfV)N та $N=8$ у разі (TiZrHfV)C_{0.5}N_{0.5}. Як видно з Таблиці, для керамік, що розглядаються, $\delta < 6.6\%$, тобто виконується необхідна умова утворення твердого розчину [9].

Структурна релаксація досліджуваних керамік показала, що тип їхньої кристалічної структури в середньому практично не відрізняється від структури типу NaCl, однак спостерігаються зміщення положень атомів від вузлів ґратки (рисунок). У Таблиці наведено a (значення параметра ґратки) високоентропійних керамік, розраховане за результатами їх першопринципного дослідження. Число у дужках – параметр ґратки, визначений за правилом суміші за відповідними розрахунковими даними карбїдів та нітридів, що входять до складу кожної з керамік.



Фрагмент площини (010) та середні зміщення атомів різних типів від вузлів ґратки карбїдної, нітридної та карбонітридної керамік

правилом суміші.

Дисторсія кристалічної ґратки системи справляє помітний вплив на її міцнісні

На формування кристалічної ґратки, згідно з [10], визначальний вплив мають найбільш тугоплавкі складові. Такими для розглянутих керамік є карбід та нітрид гафнію, які мають температури плавлення відповідно 4163 К і 3273 К [3], а значення їх параметра ґратки (4.6395 та 4.500 Å, [3]) вищі, ніж усереднені за відповідним складом кераміки. Справді, з Таблиці видно, що значення параметрів ґраток усіх трьох досліджених керамік виявилися більшими, ніж визначені за

властивості [10]. Однією з характеристик дисторсії ґратки є наведені у Таблиці значення Δa , усередненого за усіма атомами їх зміщення від вузлів ідеальної ґратки.

Висновки і перспективи

Встановлено, що для досліджених карбідної, нітридної та карбідно-нітридної кераміки з еквімолярним вмістом тугоплавких перехідних металів $(\text{TiZrHfV})(\text{C}_{1-x}\text{N}_x)$, $x=0, 0.5, 1$ виконується необхідна умова утворення твердого розчину, а їх термодинамічна стабільність досягається за рахунок ентропійного фактора.

Температури T_0 , вище яких можлива стабілізація ентропійним вкладом, такі: $T_0=1716.8$ К для $(\text{TiZrHfV})\text{C}$, $T_0=684.0$ К для $(\text{TiZrHfV})\text{N}$ й $T_0=166.3$ К для $(\text{TiZrHfV})\text{C}_{0.5}\text{N}_{0.5}$. Найменшу температуру стабілізації має кераміка $(\text{TiZrHfV})\text{C}_{0.5}\text{N}_{0.5}$ і ймовірно, що її формування можливе при помірних температурах. Одержання $(\text{TiZrHfV})\text{N}$ потребує значно вищих температур. Синтез $(\text{TiZrHfV})\text{C}$ вимагає ще вищих температур і, ймовірно, отримання однофазного твердого розчину карбідної кераміки буде пов'язано зі значними труднощами.

Кераміка $(\text{TiZrHfV})\text{C}_{0.5}\text{N}_{0.5}$ з найбільшим ентропійним вкладом, крім найнижчого значення температури T_0 , відзначається також найнижчим значенням ентальпії змішування, а також найбільшим середнім відхиленням положень атомів від вузлів ґратки.

Одержані результати першопринципного дослідження високоентропійних керамік будуть використані для подальшого розрахунку ряду їхніх фізико-механічних властивостей.

Список використаних джерел

1. C. Oses, C. Toher, S. Curtarolo, *High-entropy ceramics* 5 (2), Nature Reviews Materials, 295 (2020); <https://doi.org/10.1038/s41578-019-0170-8>.
2. R.Z. Zhang, M.J. Reece, *Review of high entropy ceramics: design, synthesis, structure and properties*, Journal of Materials Chemistry A, 7 (39), 22148 (2019); <https://doi.org/10.1039/C9TA05698J>.
3. G. V. Samsonov, I. M. Vinitskii. Handbook of refractory compounds (IFI/Plenum, New York, 1980).
4. P. Giannozzi, S. Baroni, N. Bonini, et al, *Quantum espresso: a modular and open-source software project for quantum simulations of materials*, Journal of Physics: Condensed Matter, 21 (39), 395502 (2009); <https://doi.org/10.1088/0953-8984/21/39/395502>.
5. QuantumEspresso [<http://www.quantum-espresso.org/pseudopotentials>].
6. J. P. Perdew, K. Burke, M. Ernzerhof, *Generalized Gradient Approximation Made Simple*, Physical Review Letters, 77 (18), 3865 (1996); <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.77.3865>.
7. S.-Y. Liu, S. Liu, D.-J. Li, S. Wang, J. Guo, Y. Shen, *Abinitio atomistic thermodynamics study on the oxidation mechanism of binary and ternary alloy surfaces*, The Journal of Chemical Physics, 142 (6), 064705 (2015); <https://doi.org/10.1063/1.4907718>.
8. B. Ye, T. Wen, K. Huang, C.-Z. Wang, Y. Chu, *First-principles study, fabrication, and characterization of $(\text{Hf}_{0.2}\text{Zr}_{0.2}\text{Ta}_{0.2}\text{Nb}_{0.2}\text{Ti}_{0.2})\text{C}$ high-entropy ceramic*, Journal of the American Ceramic Society, 102 (7), 4344 (2019); <https://doi.org/10.1111/jace.16295>.
9. S.-Y. Liu, S. Zhang, S. Liu, D.-J. Li, Z. Niu, Y. Li, S. Wang, *Stability and mechanical properties of single-phase quinary high-entropy metal carbides: First-principles theory and thermodynamics*, Journal of the European Ceramic Society, 42 (7), 3089 (2022); <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.02.034>.
10. V. F. Gorban, S. O. Firstov, M. O. Krapivka, A. V. Samelyuk, and D. V. Kurylenko, *Influence of various factors on the properties of solid-soluble high-entropy alloys based on BCC and FCC phases*, Materials Science, 58 (1), 135, (2022); <https://doi.org/10.1007/s11003-022-00641-7>.

ПРОГНОЗУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ ЗА ДОПОМОГОЮ МАШИННОГО НАВЧАННЯ

Берладір Х.В., к.т.н., доцент, доцент кафедри прикладного матеріалознавства і технології конструкційних матеріалів (ORCID: [0000-0002-4287-8204](https://orcid.org/0000-0002-4287-8204), khrys.berladir@gmail.com), Сумський державний університет

Виробництво продукції з полімерних композитних матеріалів (ПКМ) неухильно зростає, оскільки ці матеріали дають змогу суттєво підвищити якість і зменшити масу виробів та конструкцій [1], одночасно підвищуючи їхню надійність і ресурс [2]. Так, згідно зі статистичними даними звіту [3], ринок передових полімерних композитів у 2021 році оцінювався в понад 10,5 мільярда доларів США і, за оцінками, зростатиме зі середньорічним темпом зростання близько 5,9% з 2022 по 2030 рік.

Раціональний вибір наповнювачів та їх достатня концентрація для надання матриці ПКМ необхідних властивостей є надзвичайно складними проблемами. Оптимальне поєднання наповнювачів забезпечить баланс між міцністю, пластичністю та експлуатаційною довговічністю матеріалу. Одним із варіантів її вирішення є застосування обчислювальних методів для створення нового науково-методичного підходу до прогнозування складу та властивостей композитних систем.

Дане дослідження було зосереджене на використанні алгоритму машинного навчання для прогнозування властивостей та складу ПКМ на основі термопластичної полімерної матриці політетрафторетилену (ПТФЕ). Концентрація вуглецевих наповнювачів (вуглецеві волокна (ВВ), кокс, графіт) варіювалася в широкому діапазоні від 5 до 25 мас.%, каолін – від 2 до 6 мас.%, хлорид натрію (NaCl) – від 2 до 8 мас.%, нанонаповнювачі (ультра-ПТФЕ (УПТФЕ), діоксид титану (TiO₂)) – від 1 до 5 мас.% [4].

Модель лінійної регресії є однією з найпростіших і найпоширеніших методик у статистичному аналізі та машинному навчанні. Її головна мета – знайти залежність між залежною змінною (y) та однією або кількома незалежними змінними (x).

Рівняння лінійної регресії для однієї незалежної змінної (проста лінійна регресія) має вигляд:

$$y = \beta_0 + \beta_1 x + \varepsilon, \quad (1)$$

де y – залежна змінна, x – незалежна змінна, β_0 – вільний член (точка перетину з віссю y), β_1 – коефіцієнт нахилу, ε – похибка (залишок).

У випадку кількох незалежних змінних (множинна лінійна регресія) рівняння виглядає наступним чином:

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_p x_p + \varepsilon. \quad (2)$$

Найпоширенішим методом оцінювання коефіцієнтів β_0 і β_1 (а також інших β у випадку множинної регресії) є метод найменших квадратів. Цей метод мінімізує суму квадратів різниць між фактичними значеннями та значеннями, передбаченими моделлю.

Припущення моделі лінійної регресії включають:

- лінійність (зв'язок між залежною та незалежними змінними є лінійним),
- незалежність (спостереження є незалежними одне від одного),
- гомоскедастичність (постійна дисперсія похибок),
- нормальність похибок (помилки мають нормальний розподіл для проведення статистичних тестів).

Якість апроксимації моделі можна оцінити за допомогою кількох показників, найпопулярнішим з яких є R^2 (коефіцієнт детермінації), що вимірює частку варіації залежної змінної, яку пояснюють незалежні змінні, а також аналіз залишків, який допомагає перевірити дотримання припущень моделі (наприклад, нормальність, гомоскедастичність).

Для кожної властивості було створено окремі регресійні моделі для визначення впливу кожної незалежної змінної на залежну змінну. При аналізі густини (3) зміна густини композиту оцінювалася як функція пропорцій різних компонентів. Аналогічно, для міцності на розрив (4) досліджувалися компоненти, які мають найбільший вплив на міцність матеріалу. Відносне видовження (5) аналізувало еластичність композиту, тоді як інтенсивність зношування (6) оцінювала стійкість матеріалу до зношування за різних умов [4].

$$\rho = 3266.922 - 11.139 \cdot \text{ПТФЕ} - 12.681 \cdot \text{Кокс} + 11.510 \cdot \text{TiO}_2 + 1.376 \cdot \text{Каолін} - 14.438 \cdot \text{УПТФЕ} - 2.617 \cdot \text{NaCl} - 15.750 \cdot \text{Графіт} - 17.685 \cdot \text{ВВ}, R^2 = 0,74 \quad (3)$$

$$\sigma_{\text{в}} = 5.81435 + 0.14369 \cdot \text{ПТФЕ} + 0.02793 \cdot \text{Кокс} - 0.26339 \cdot \text{TiO}_2 - 0.89622 \cdot \text{Каолін} - 0.46079 \cdot \text{УПТФЕ} - 0.11487 \cdot \text{NaCl} - 0.54474 \cdot \text{Графіт} + 0.04845 \cdot \text{ВВ}, R^2 = 0,67 \quad (4)$$

$$\delta = -559.4071 + 8.0785 \cdot \text{ПТФЕ} + 0.3735 \cdot \text{Кокс} - 2.1771 \cdot \text{TiO}_2 + 23.0490 \cdot \text{Каолін} - 7.4229 \cdot \text{УПТФЕ} + 27.9755 \cdot \text{NaCl} - 3.5091 \cdot \text{Графіт} + 0.3001 \cdot \text{ВВ}, R^2 = 0,80 \quad (5)$$

$$I = -393.1092 + 4.5896 \cdot \text{ПТФЕ} + 2.6485 \cdot \text{Кокс} + 0.4709 \cdot \text{TiO}_2 - 4.3168 \cdot \text{Каолін} + 7.4668 \cdot \text{УПТФЕ} + 19.4094 \cdot \text{NaCl} + 2.5578 \cdot \text{Графіт} + 2.2832 \cdot \text{ВВ}, R^2 = 0,79 \quad (6)$$

Узагальнюючи представлені моделі, усі вони мають високі значення коефіцієнта детермінації (R^2), що свідчить про хорошу відповідність даним.

- ПТФЕ є статистично значущим для відносного подовження, інтенсивності зношування та густини, але не для міцності на розрив.
- Каолін істотно впливає на відносне подовження та міцність на розрив, майже досягає значущості для інтенсивності зношування і не є значущим для густини.
- Хлорид натрію є значущим для відносного подовження та інтенсивності зношування, але не для густини та міцності на розрив.
- Графіт є значущим для густини, інтенсивності зношування та міцності на розрив, але не для відносного подовження.
- Вуглецеве волокно є значущим для інтенсивності зношування та густини, але не для відносного подовження та міцності на розрив.
- Діоксид титану не є статистично значущим у жодній із моделей.

Незважаючи на прогностичну ефективність моделей, обмеження включають механічну мінливість вмісту ПТФЕ, мультиколінеарність та невраховані зовнішні фактори, що впливають на довгострокові характеристики матеріалу.

Таким чином, даний підхід дозволив оптимізувати рецептури композитів шляхом раціонального вибору наповнювачів для полімерної матриці, тим самим скорочуючи час та витрати на експериментальні роботи, зменшуючи втрати матеріалів та підвищуючи ефективність виробництва, що сприяє досягненню Цілей сталого розвитку 9 (Промисловість, інновації та інфраструктура).

Список використаних джерел

1. Zhang, J.; Lin, G.; Vaidya, U.; Wang, H. Past, present and future prospective of global carbon fibre composite developments and applications. *Composites Part B: Engineering* 2023, 250, 110463.
2. Chatziparaskeva, G.; Papamichael, I.; Voukkali, I.; Loizia, P.; Sourkouni, G.; Argiris, C.; Zorpas, A.A. End-of-Life of Composite Materials in the Framework of the Circular Economy. *Microplastics* 2022, 1, 377–392.
3. Pulidindi, K.; Prakash, A. Advanced Polymer Composites Market – By Product (Resin, Fiber, Others), By Application (Resin, Fiber, Others) & Forecast, 2022-2030. Available online:

<https://www.gminsights.com/industry-analysis/advanced-polymer-composites-market> (accessed on 02 February 2025).

4. Berladir, K.; Antosz, K.; Ivanov, V.; Mital'ová, Z. Machine Learning-Driven Prediction of Composite Materials Properties Based on Experimental Testing Data. *Polymers* **2025**, *17*, 694. <https://doi.org/10.3390/polym17050694>.

МОДИФІКОВАНІ ЕПОКСИДНІ КОМПОЗИТИ З ПРОГНОЗОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Боярська І.В., к.т.н, доц. кафедри матеріалознавства, i.boiarska@lntu.edu.ua
Суворов О.М., PhD-студент, аспірант кафедри будівництва та цивільної інженерії
Луцький національний технічний університет, Луцьк, Україна

Епоксидні композиційні матеріали (ЕКМ) завдяки високим показникам адгезійної міцності, зносо-, термо- і корозійної стійкості, знайшли застосування в різних областях промисловості. При цьому найбільш ефективними є багатокомпонентні системи, що мають значний ресурсний потенціал. Його необхідно максимально використовувати, знаходячи важелі керування властивостями не лише на етапі створення, а також на різних стадіях функціонування ЕКМ [1]. Необхідний ресурс функціональних властивостей забезпечується насамперед шляхом досягнення надійного з'єднання наповнювачів і полімерної матриці на етапі створення матеріалу. Введення структурно-активних модифікаторів і наповнювачів при додатковій обробці інгредієнтів системи і композицій в цілому енергетичними полями (ультразвукова, ультрафіолетова, високотемпературна та інші обробки) дозволяють виділити механізми поєднання складових у всьому діапазоні можливого дисперсного наповнення епоксиполімерної матриці: від малонаповнених композицій до високонаповненого прес-композиту, де зв'язуюче перебуває в стані тонких граничних шарів [2].

Метою даної роботи є систематизація досліджень у напрямку поліпшення експлуатаційних властивостей модифікованих ЕКМ-систем, враховуючи специфіку їх формування. На прикладі смоли ЕД-20, твердника ПЕПА, модифікаторів і комплексу функціональних наповнювачів обґрунтовані шляхи управління трибологічними властивостями ЕКМ. Трибологічні дослідження показали, що активний тепловий вплив при структуризації ЕКМ-систем в зоні максимально допустимих для епоксидної компоненти температур сприяє стабілізації функціонування трибосистеми, зокрема, при інтенсифікації процесу тертя. При цьому зафіксовано підвищення термостійкості епоксидних композитів, оскільки присутні в композиції модифікатори відіграють функцію поверхневих бар'єрів, сповільнюючи процеси термоокислювальної деструкції. Показано, що розроблені ЕКМ-системи працездатні в умовах сухого тертя при значенні критерію $P_v \geq 3 \text{ МПа} \times \text{м/с}$. За оптимальних умов фрикційного навантаження на поверхні контртіла формується плівка перенесення зі стабільною морфологією і відмінними від контактуючих матеріалів властивостями, що підтверджується методами ДТА та ІЧ-аналізу, фрактографічними дослідженнями. Проаналізовано методи регулювання трибологічних властивостей ЕКМ при використанні різного якісного та кількісного складу модифікаторів і наповнювачів, а також при застосуванні термічного і фізичного модифікування, показані основні варіанти управління процесами структурування розроблених полімерних композитів, які в кінцевому підсумку трансформуються на їхніх властивостях. Експериментально обґрунтовано умови створення та стабілізації трибосистем при навантаженні епоксидних композитів тертям ковзання. Розроблено пропозиції щодо використання створених матеріалів як матеріалів триботехнічного призначення у відповідних умовах експлуатації.

Список використаної літератури

1. Fekiač JJ, Krbata M, Kohutiar M, Janík R, Kakošová L, Breznická A, Eckert M, Mikuš P. Comprehensive Review: Optimization of Epoxy Composites, Mechanical Properties, & Technological Trends. *Polymers* (Basel). 2025 Jan 22;17(3):271.
2. Боярська І.В., Імбірович Н.Ю. Вдосконалення технології обробки епоксидних композицій. / Матеріали VI міжнародної науково-практичної конференції молодих учених та студентів «Якість та безпечність товарів» (13 квітня 2022 р.). – 2022. – С. 102-103.

ДОСЛІДЖЕННЯ ІНТЕНСИВНОСТІ ЗНОШУВАННЯ МАТРИЧНОГО МАТЕРІАЛУ В АЛМАЗНОМУ ІНСТРУМЕНТІ МЕТОДОМ КОЛОРИМЕТРІЇ

О.П. Виноградова, Г.А. Петасюк, А.Л. Майстренко, О.С. Васильчук, А.П. Закора, Г.Д. Ільницька, Н.О. Олійник, Л.М. Бологова

Досліджуючи проблеми абразивного зношування матеріалів, що характеризуються високою зносостійкістю: кераміка, металокераміка, тверді сплави, полікристалічні надтверді матеріали, автори [1] зауважують, що процеси зношування інструментальних матеріалів, що експлуатуються в умовах контакту з абразивними середовищами, мають загальну рису. Заглиблені в матеріал абразивні частинки створюють в поверхневому шарі пошкодження, ідентичні до тих, які виникають при заглибленні інденторів чи при скрайбуванні. На представлених авторами зображеннях подряпин на поверхні зразка із алюмомагнієвої шпінелі, отриманих при різних навантаженнях індентором, вони мають вигляд брозенок, складених з лунок серцевидної, трикутноподібної форми, причому, як зауважують автори, якщо форма ініційованих тріщин залежить від зовнішніх умов, то глибина їх проникнення залежить не тільки від прикладених зусиль, а й від фізико-механічних властивостей матеріалу, що обробляється.

На електронних зображеннях методом скануючої електронної мікроскопії поверхонь тертя композитів системи Al_2O_3 - 5%С по керамічному та сталевому контртілах спостерігаються системи уривчастих мікроброзенок, які складаються, в свою чергу, з мікролунок, як видно з представленого авторами зображення, трикутноподібної форми [2]. Знос фіксували на аналітичних терезах ВЛР-200, а лінійний знос за формулою, як відношення вагового зносу зразків до площі їх тертя. Отже, інтенсивність зношування визначали у мкм/км. Сталевий зразок, як пишуть автори, мав лускату поверхню сколювання, проте форми лусок або гіпотетичний механізм їх утворення, авторами не розглядаються.

Підхід до дослідження механізму зношування матеріалів було зкорельовано після відокремлення у відібраній методом магнітної сепарації, отриманій після точіння блоку пісковика Торезького родовища алмазним породоруйнівним елементом при виробничому режимі експлуатації, дискретної частинки зношування алмазовмісної матриці із Ni-Sn (6%) при застосуванні скануючого електронного мікроскопа (SEM) ZEISS EVO 50 XVP, оснащеного енергетично-дисперсійним рентгенівським аналізатором Oxford Instruments` Ultim Max 100, хімічний склад якої відповідає хімічному складу матричного матеріалу породоруйнівного інструменту [3]. Проте, одиничні, випадково виявлені, частинки, діагностовані як матричні, не могли визначити реальну картину зношування того чи іншого матеріалу в інструменті. Для цього необхідно було задіяти прилад для діагностики масиву частинок, а саме, прилад для діагностики порошків надтвердих матеріалів DiaInspect OSM (фірма Vollstadt Diamant GmbH) [4]. Цифрова обробка оперує морфологічними характеристиками (ознаками) зображення об'єкту, що досліджується. Головне завдання адаптації його до сфери діагностики порошків НТМ полягає в переході від характеристик одиничних зерен до узагальнених характеристик, тобто до характеристик порошку, в цілому [5]. Для визначення кількісних гранулометричних характеристик частинок зношування зв'язки КАМ було вирішено використати відомий метод колориметрії [6], сутність якого полягає в законі Бугера-Ламберта-Бера, згідно з яким інтенсивність забарвлення пропорційна концентрації забарвленої речовини в розчині і товщині його шару, тобто у фізико-хімічному кількісному визначенні концентрації речовини.

Метою роботи було застосування методу колориметрії для дослідження інтенсивності зношування породоруйнівних інструментів з композиційних алмазовмісних матеріалів на базі матриці з NiSn (6%), оснащених синтетичними алмазами однієї зернистості (500/400) та різної відносної концентрації (25,50,100%), за допомогою оцифрування методом колориметрії загального обсягу шламу в результаті руйнування вказаним інструментом гірської породи.

Для відбору шламу, в якому містяться продукти зношування матричного матеріалу експериментальних циліндричних породоруйних елементів, що спікалися методом резистивного електроспікання, оснащених алмазами АС 300 зернистості 500/400, з відносною їх концентрацією :25, 50 та 100% в металевій матриці на основі системи Ni (94%) - Sn (6%), в результаті відпрацювання по зразку гірської породи, було використано спеціальний стенд, створений на базі токарно-гвинторізного верстату ДІП–200 [3]. Зразки були випробувані при експлуатаційному режимі, що моделює виробничий режим відпрацювання бурових коронок по абразивному пісковіку. Відбір шламу, у відповідні шламоприймачі, відбувався без втрати, з постійною подачею охолоджувальної рідини при використанні спеціального обладнання для відбору шламу. В якості гірської породи використали пісковик Торезького родовища. Важливим етапом відбору частинок матричного матеріалу була магнітна сепарація частинок матриці експериментальних елементів зі шламу, завдяки якій, переважну, їх кількість частинок було відокремлено.

На наступному етапі відбір частинок зношування матриці на тлі потрапивших у проби, частинок гірської породи, відбувався методом абсорбції світла, при якому з метою отримання, абсолютно, всього спектру цифрової інформації про поглинаючу здатність світла компонентами зношування інструменту: алмазами, матрицею та частинками гірської пооди відбувався за допомогою спеціального програмного забезпечення приладу для діагностики порошків DiaInspect OSM (фірма Vollstadt Diamant GmbH) [5].

На рис.1 представлено побудовані три розподіли, що характеризують морфометричні властивості частинок зношування експериментальних інструментів з однією зернистістю алмазів у матриці 500/400 та різною їх відносною концентрацією, від 100 до 25% в результаті застосування методу колориметрії при використанні приладу DiaInspect OSM (фірма Vollstadt Diamant GmbH) Як бачимо з графіка, найбільша кількість високогабаритних частинок у пробі відокремилась від поверхні експериментального елемента, з 25%-ю концентрацією алмазів, причому в пробі є частинки, розмір яких відсутній у других двох пробах: 357,5 мкм. Отже, найінтенсивніше зношується елемент з 25%-ю концентрацією алмазів.

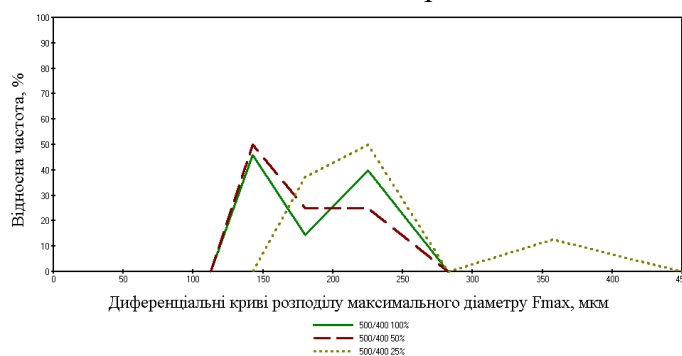


Рис.1 - Розподіли максимального діаметра FERET_{max} частинок матричного матеріалу до 500 мкм, після відпрацювання зразків породоруйних елементів,оснащених алмазами АС300 500/400 з їх відносною концентрацією від 100 до 25%

Крім того, було отримано важливу інформацію, щодо форми проєкцій діагностованих частинок, представлених у таблиці 1.

Частинку матричного матеріалу, що належить до масиву, в якому кількість частинок, форма проєкції якої близька до трикутноподібної, становить від 25 до 50% частинок, від загальної кількості діагностованих частинок у пробах, табл.1., представлено на рис.2, що відображає загальний вигляд скельця предметного столику приладу DiaInspect OSM фірми VOLLSTADT DIAMANT GmbH. Розміри частинки визначено за допомогою спеціального комп'ютерного забезпечення зазначеного приладу: 385,8×264,2 мкм з характерними

параметрами конфігурації: 1– зона заглиблення індентору, 2–симетричні бокові частини, 3– кінцева частина

Таблиця 1. Розподіл зерен за формою прийнятих можливих базових фігур-аналогів (БФА) їх проекції ($f_k^{(д)}$, % – диференціальний показник формоподібності, $\Delta_k^{(д)}$, % – відносна похибка формозаміни) та однорідність (%) за диференціальною формоподібністю проекції зерен частинок матричного матеріалу зразків 1.1 (100%), 1.2 (50%), 1.3 (25%) АС300, 500/400

Назва БФА.	Зразок 1.1, 100%		Зразок 1.2, 50%		Зразок 1.3, 25%	
	$f_k^{(д)}$	$\Delta_k^{(д)}$	$f_k^{(д)}$	$\Delta_k^{(д)}$	$f_k^{(д)}$	$\Delta_k^{(д)}$
Овалоподібні фігури (коло, еліпс)	0,00	00,00	0,00	.0000	0,00	.0000
Прямокутник	0,00	00,00	0,00	00,00	0,00	00,00
Ромб	20,00	31,57	0,00	00,00	12,50	40,29
Трапеція	40,00	15,21	75,00	15,54	37,50	13,51
Квадрат	0,00	00,00	0,00	00,00	0,00	00,00
Правильний п'ятикутник	0,00	00,00	0,00	00,00	0,00	00,00
Правильний шестикутник	0,00	00,00	0,00	00,00	0,00	00,00
Правильний восьмикутник	0,00	00,00	0,00	00,00	0,00	00,00
Трикутник	40,00	28,02	25,00	29,36	50,00	26,96
Паралелограм	0,00	00,00	0,00	00,00	0,00	00,00

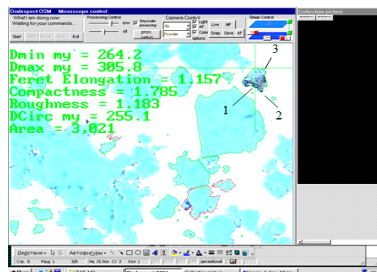


Рис.2.. Загальний вигляд проби шлему з аналізованою частинкою матричного матеріалу на тлі частинок гірської породи,отриманий з використанням приладу DialInspect, OSM: 1– зона заглиблення індентору в частинці, 2–симетричні бокові частини, 3– кінцева частина

Список літературних посилань.

1. Майстренко А.Л., Дуб С.Н. Прогнозирование износостойкости хрупких материалов по твердости и износостойкости /Заводская лаборатория 1991, №2 .-С.52-54.
2. Приймак Л.Б., Довгаль А.Г., Варюхно В.В. Дослідження зносостійкості нових композиційних матеріалів на основі оксиду алюмінію спеціального триботехнічного призначення // Надтверді матеріали.– 2022.–по 5.– С. 39–47.
3. Аналіз продуктів зношування композиційного алмазовмісного матеріалу / О.П. Виноградова, А.Л. Майстренко, Р.С. Шмегера, А.С. Манохін, Г.Д. Ільницька, Н.О. Олійник, Г.А. Петасюк, В.М. Ткач, О.С. Васильчук, Л.М. Бологова // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент - техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2019. – Вып. 22. – с.93-102.
4. List E., Frenzel J, Vollstadt H. A new system for single particle strength testing of grinding powders // Industrial diamond review. – 2006. – №1. – P. 42–47.

5. Петасюк Г.А. Діагностика морфометричних характеристик порошків надтвердих матеріалів засобами цифрової обробки зображень // Відбір і обробка інформації.– Вип. 30 (106). – 2009. – С. 138–145
- 6..Сендел Е. Колориметрические методы определения следов металлов // ред. В.Н. Присаков , пер. Г.В. Корпусов. – Москва : Мир, 1964. – 897 с.

ДОСЛІДЖЕННЯ НЕСУЧОЇ ЗДАТНОСТІ СТІЙКИ ДЛЯ УТРИМАННЯ КОЛОД У ШТАБЕЛЯХ

Герасимчук Олександр Павлович, канд. техн. наук, доцент

Мартинюк Віктор Леонідович, канд. техн. наук, доцент

Огребчук Максим Павлович, студент

Зберігання круглих лісоматеріалів (колод) у штабелях на відкритому повітрі є поширеною практикою в деревообробній галузі. Для фіксації колод під час формування штабелів застосовують спеціальні опорні стійки. Важливою проблемою в експлуатації таких конструкцій є забезпечення їхньої несучої здатності – здатності утримувати колоди без зсуву відносно основи, без перекидання та без руйнування. Надійна оцінка несучої здатності стійки запобігає аваріям, пошкодженню матеріалів і відповідає вимогам безпеки праці у галузі.

Метою дослідження є розробка методики оцінки несучої здатності опорної стійки для утримання колод у штабелях (рис. 1). Для цього поставлено завдання: розрахувати зусилля навантаження колод, визначити умови стійкості конструкції від зсуву і перекидання, перевірити міцність елементів та зварних з'єднань стійки. Методика передбачає побудову математичної моделі стійки, врахування геометрії та матеріалів, визначення положення центра ваги графоаналітичним методом.

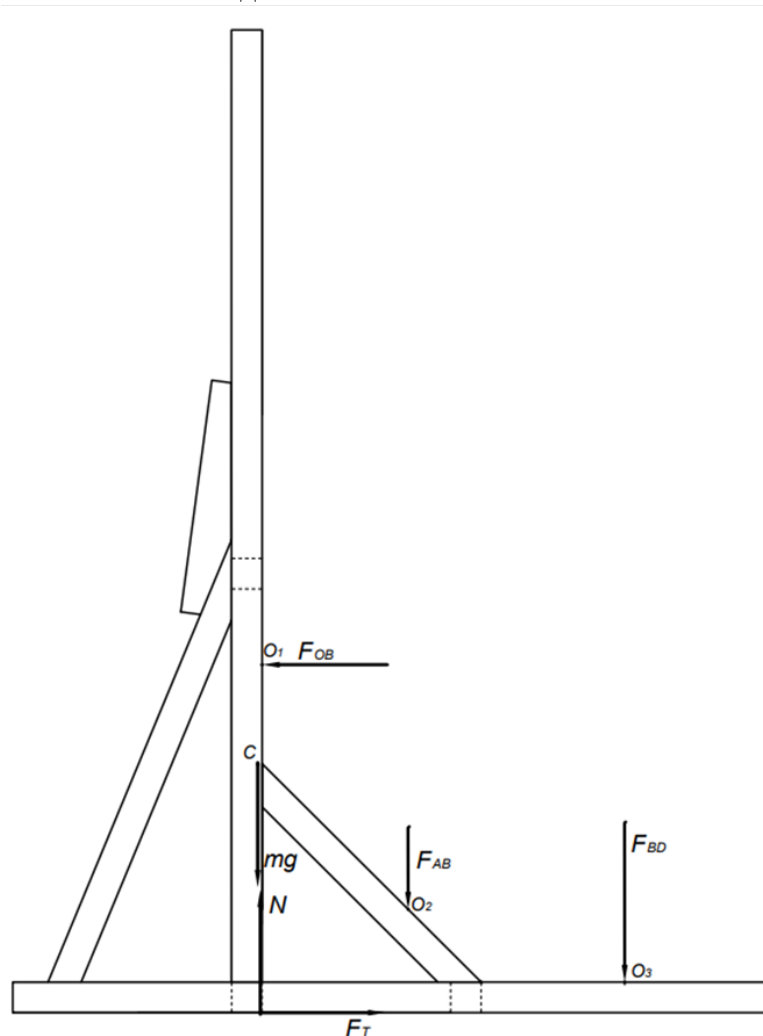


Рис. 1. Схема сил, що діють на стійку: F_{AB} , F_{OB} , F_{BD} – складові сили тиску від колод, F_T – сила тертя, N – сила реакції, mg – сила тяжіння.

Маса стійки визначається за сумою мас її елементів згідно з специфікації. Центр ваги визначається графоаналітичним методом. Після цього розраховуються сили тиску колод на стійку, визначаються небезпечні перерізи та будуються епюри тисків.

Для перевірки стійкості на зсув розраховується горизонтальна сила тиску F_{OV} від вантажу колод і сила тертя ковзання F_T . Коефіцієнт стійкості на зсув обчислюється як $K_z = F_T / F_{OV}$ і має перевищувати одиницю. Для перевірки на перекидання визначаються утримуючий момент M_y та перекидний момент M_p . Коефіцієнт стійкості на перекидання розраховується як $K_p = M_y / M_p$ і також повинен бути більше одиниці. Перевіряється також міцність: знаходяться реакції та будуються діаграми поперечних сил і згинальних моментів, після чого перевіряється умова міцності матеріалу та зварних з'єднань. За результатами таких розрахунків можна зробити висновок про несучу здатність стійки [1].

Алгоритм оцінки технічного стану стійки включає такі етапи [2]:

1. Візуальний огляд і діагностика дефектів: перевіряють наявність корозії металу, тріщин, деформацій або інших видимих пошкоджень. Вимірюють геометрію стійки (висоту, ширину основи, товщину стінок).

2. Врахування ушкоджень і зносу: при значних дефектах (відхилення від проектних розмірів, зменшення товщини більше допустимого) знижують розрахункову міцність елементів.

3. Актуалізація навантаження: визначають фактичну масу вантажу (кількість колод, їх середню масу) і оновлюють розподілені сили тиску на стійку.

4. Розрахунки стійкості та міцності: повторюють кроки розрахунку на зсув, перекидання та міцність, використовуючи уточнені параметри. Обчислюють K_z , K_p , перевіряють умову міцності.

5. Прийняття рішення: за результатами порівнюють обчислені коефіцієнти з нормативними значеннями і оцінюють стан стійки. Якщо K_z , K_p задовольняють вимоги, а умова міцності виконується – стійку вважають робочою. Якщо будь-який параметр не виконується, потрібне укріплення або заміна стійки. Оцінка технічного стану виконується відповідно до правил обстеження будівельних конструкцій [3].

Отримані результати забезпечують надійну методику проектування та експлуатації опорних стійок для штабелювання лісоматеріалів. Запропонований алгоритм дозволяє підприємствам деревообробної галузі оцінити безпечність існуючих конструкцій та вчасно прийняти рішення про ремонт чи заміну. Впровадження запропонованого підходу сприяє профілактиці аварійних ситуацій при зберіганні колод, зменшенню матеріальних втрат та відповідає вимогам безпеки праці в лісопереробній сфері.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ:

1. Герасимчук О.П., Пуць В.С. Методика визначення несучої здатності стійки для утримання лісоматеріалів. Матер. Міжнар. наук.-практ. конф. «Лісівництво, деревообробка та озеленення: стан, досягнення і перспективи», Харків, 2023, с. 143–144. URL: https://repo.btu.kharkov.ua/bitstream/123456789/43187/1/Konf_23_FLDZ_DBTU_143-144.pdf
2. Наказ Міністерства розвитку громад та територій України від 06.08.2022 № 144 «Про затвердження Методики проведення обстеження та оформлення його результатів». Розділ VI «Особливості оцінювання технічного стану конструкцій». URL: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0898-22#Text>
3. ДСТУ Б В.2.6-210:2016 «Оцінка технічного стану сталевих будівельних конструкцій, що експлуатуються». Київ: Мінрегіонбуд України, 2016. URL: <https://uscc.ua/uploads/page/images/normativnye%20dokumenty/dstu/13-dstu-b-v-2-6-210-2016-oc-nka-tekhn-chnogo-stanu-stalevih-bud-velnih-konstruc-j-shcho-ekspluatuyutsya.pdf>

ПІДВИЩЕННЯ ВИХОДУ ПРИДАТНИХ ВИЛИВКІВ ЗІ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ ЗА ДЕФЕКТОМ "ЗАСМІЧЕННЯ"

Голтвяниця Ю.Г.¹, Голтвяниця В.С.², Сажнів В.М.³

¹аспірант НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

²канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

³канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Литтям за витоплюваними моделями можливо отримати заготовки деталей авіаційних двигунів. Наразі цей метод лиття потребує прецизійного підходу щодо організації виробництва. Внаслідок виявлення у виливках, що отримуються, таких невинних дефектів, як сліди від «сміття» - неметалеві вкраплення, що видалені під час очищення залишків форми, гарячі тріщини, механічні пошкодження, рихлоти, недоливи, «корольок», «спай», вихід придатного при даному виді лиття є нестабільним і може опускатися до 35%.

Саме ливарний дефект «сміття» є одним із найбільш значущих дефектів – це відкриті (зовнішні) або закриті (внутрішні) порожнини в тілі виливка, які заповнені частинками керамічної форми, керамічних стрижнів, футеровки, тощо. У випадку зовнішніх порожнин встановити походження раковини практично не є можливим.

Статистика виробництва налічує більше 20 причин утворення зазначеного дефекту, проте, традиційно його пов'язують з дефектами багат шарових керамічних оболонкових форм, такими як тріщини, зниження міцності форми після витопплення модельної маси, що призводять до руйнування лицьового шару вогнетривкого покриття [1, 2].

Виділяють основні критичні властивості керамічної форми, щоб визначити її подальше застосування, а саме – мікроструктура, пористість, хімічна інертність, міцність на вигин, теплопровідність і теплове розширення.

Контроль властивостей керамічної форми у технологічному процесі лиття за витоплюваними моделями допоможе у вирішенні проблеми виходу придатних виливків за дефектом «сміття». Вилучення з виробничого процесу форм, що з великою ймовірністю призведуть до появи дефекту, не усуває причин його появи, але допоможе в їх пошуку. Так, підвищується вихід придатних виливків, але все ж таки зберігаються витрати на виготовлення бракованих форм.

Зазвичай, підприємства мають напрацьовані технологічні інструкції, які жорстко регламентують послідовність техпроцесу та склад сумішей, що використовуються для виготовлення керамічних оболонкових форм. Очевидно, що поява різного роду дефектів також викликана недотриманням персоналом вказаних інструкцій. Але знову ж таки, і цей фактор не є вирішальним під час наближення до усунення проблеми появи дефекту «сміття».

Неможливо однозначно визначити природу появи вказаного дефекту на конкретній заготовці, але з досвіду технологів, наприклад, коли перестали використовувати модельну суміш КС-102 і перешли на Paracast FW-352, відсоток браку стрімко скоротився. Вважається, що таким чином впливає відмінність властивостей сумішей – здатність повністю витоплюватися та не утворювати комків (зольних налипань) на внутрішній поверхні форми.

Вбачається, що такі наявні механізми потрапляння та генерації неметалевих вкраплень, що потім вимиваються з раковин на виливок: а) з металом, з шихти; б) генерація неметалевих вкраплень з самої форми після її деструкції; в) налипання залишків модельної маси. Ці механізми відкривають широкий простір для дослідження, з подальшою імплементацією результатів у хіміко-технологічному процесі.

Так, фільтрація розплаву – це є доволі ефективним методом зменшення кількості неметалевих вкраплень у виливках деталей ГТД. Але використання фільтрів може призводити до недоливу, для чого доводиться піднімати температуру з метою підвищення рідино текучості. Це в свою чергу руйнує футеровку, тиглі, форми, передчасно зношує піч, та негативно впливає на процес кристалізації рівноважного сплаву.

На нашу думку саме міцність та стійкість керамічних матеріалів оснастки має вирішальну роль. Наразі для зміцнення поверхневих і внутрішніх шарів форми на виробництві застосовують дисперсні порошки алюмінату кобальту, алюмінію, кремнію, бору. Запропоноване модифікування порошком алюмінію АСД-4 третього та наступного шарів для забезпечення зв'язування залишкового кремнезему у кристалічну високотемпературну фазу, підвищуючи характеристики міцності (температуру деформації під навантаженням, межу міцності під час вигину та стискання) остаточно не вирішує проблему. Для утворення термодинамічно стійких оксидів можна спробувати використовувати сполуки чи метали з вищою спорідненістю до кисню, ніж у алюмінію чи кремнію. Наприклад, є сенс дослідити вплив натрію, калію, кальцію, магнію, барію.

Можливості серійного виробництва в плані експериментів є обмеженими, тому технологи запропонували використовувати наявні матеріали і технології, комбінуючи їх у відмінності від тих, що зараз використовують.

Так, запропоновано ввести додатковий перехід після операції прожарювання вже готової форми. А саме «закріплення» у свіжопідготовленому розчині гідролізу, шляхом промивання внутрішньої порожнини форми розчином гідролізованого етилсиліката, із просушуванням у звичайному режимі, як під час промивання дистильованою водою (50 хв. в установці УВС-3 або 3-6 годин на повітрі). Висунуте припущення, що таким чином структура кераміки форми додатково може зміцнитися.

1. Репях С. І. Технологічні основи лиття за витоплюваними моделями. Дніпропетровськ: Ліра, 2006. – с. 587 (рос. мовою).
2. Beeley P. R., Smart R. F. Introduction. *Investment Casting*. London, 2023. P. 1–29. URL: <https://doi.org/10.1201/9781003419228-1> (date of access: 16.05.2025).

ЕЛЕКТРИЧНО-РОЗРЯДНА ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ У КИСНЕВОМУ КОНВЕРТЕРІ ЯК ЗАСІБ РЕСУРСОЗАОЩАДЖЕННЯ ОПЕРАЦІЙ ВИРОБНИЦТВА СТАЛІ

Голуб Т.С. к.т.н., с.н.с. відділу Фізико-технічних проблем металургії сталі
(<https://orcid.org/0000-0001-9269-2953>, +38(097)9056120, isinasu.golubts@gmail.com),

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

Молчанов Л.С. к.т.н., завідувач відділом Фізико-технічних проблем металургії сталі
(<https://orcid.org/0000-0001-6139-5956>, +38(098)4250497, metall729321@gmail.com),

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

Семикін С.І. к.т.н., с.н.с., с.н.с. відділу Фізико-технічних проблем металургії сталі
(<https://orcid.org/0000-0002-7365-2259>, +38(097)7666518, isisemykin@gmail.com),

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України.

На сьогоднішній день завдання підвищення технологічних показників конвертерного процесу одержання сталей за невисокою ресурсо- та енергоємністю циклу безпосередньо пов'язане з можливістю організації високоефективних обмінних процесів між газом та рідкою металевою ванною в плавильному агрегаті [1]. Зазначений процес у значній мірі залежить від активності основного учасника процесів окислення – кисневого потоку (його засвоєння та використання на основні окислювальні процеси, насамперед окислення вуглецю) під час конвертування. До того ж внаслідок, як високих швидкостей взаємодії струменя продувочного газу з металевою ванною, так і розвитку високих температур в плавильному агрегаті існує проблема значного виділення пилу з конвертера, що обумовлює додаткові втрати рідкого металу і погіршує умови роботи агрегату й екологічну обстановку [2]. У зв'язку з цим актуальним є дослідження щодо розробки ресурсозберігаючого типу технології конвертерної плавки, яка забезпечить підвищення ступеня засвоєння та корисного використання газоподібного кисню та мінімізацію негативного впливу на довкілля.

Разом з тим, значний резерв можливостей існує у застосуванні попередньо активованих до утворення іонів та озону кисневих газових струменів у металургійній практиці, які не тільки можуть дозволити змінити характер перебігу хімічних реакцій у конвертері, а й впливати на процеси формування пилу. В роботі було проведено вивчення на високотемпературній 60 кг моделі кисневого конвертера з продувкою зверху особливостей формування активізованого високовольтним іскровим електричним розрядом струменя окисного газу - кисню та характеру його взаємодії з залізовуглецевим розплавом для підвищення ефективності процесів виплавки металу в конвертері та поліпшення технологічних показників виплавки сталі. Електричний розряд потужністю у два – три рази менший за плазмотрон формувався протягом всієї продувки плавки на виході з продувочних сопел верхньої кисневої фурми з утворенням в залежності від особливостей конструкції різної кількості озону: 10, 15 та 20 мг/м³ [3]. Результати дослідних плавок були порівняні з продувкою через верхню фурму киснем без електричного впливу. За результатами досліджень встановлено, що при появі озону за рахунок електричного розряду у кисневому потоці переважне окислення вуглецю наставало раніше ніж на порівняльному варіанті продувки та загальний час продувки до досягнення вмісту вуглецю 0,1 % мас. скорочувався у середньому на 10 %. Результати дослідження впливу кількості озону у газовому потоці, що продукує електричний розряд, на основні показники плавки: ступінь окислення вуглецю (за показниками вмісту вуглецю у пробах металу), розігрів металевої ванни за час продувки (реєстрували пірометром за ходом продувки) та середній рівень пилу у вихідних газах у основний період продувки, після наведення шлаку, (реєструвався датчиком виміру пилу у газопроводі) представлено на рисунку 1. Відповідно до них, слід відзначити, що порівняльний варіант продувки представлений на діаграмах відповідно з концентрацією озону 0 мг/м³. Встановлено, що збільшення кількості озону у кисневому потоці з 10 до 20 мг/м³

створює умови для значного розігріву металеві ванни на 16 % – 73 % відповідно до результатів порівняльної продувки. Однак збільшення ступеня окислення вуглецю, як основного показника перетворення чавуну в сталь, має екстремальну залежність від кількості озону з кращими показниками приросту на 4 % при концентрації 15 мг/м³. При цій концентрації озону також було відмічено значне зниження на величину до 60 % кількості пилу у вихідних газах в газопроводі лабораторного конвертера.

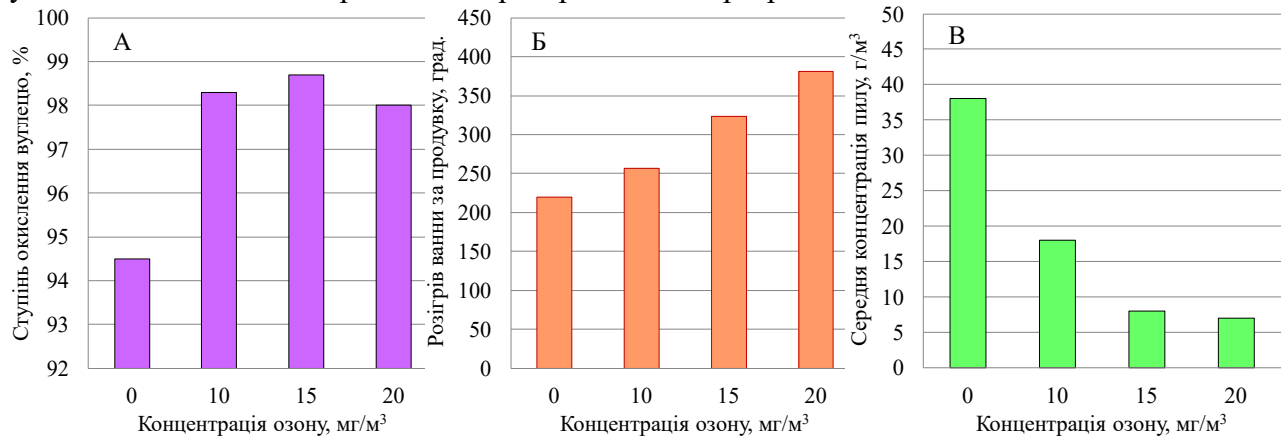


Рисунок 1 – Середні рівні отриманих результатів за основними показниками продувки в залежності від кількості створеного озону у газовому потоці: А – ступінь окислення вуглецю, Б – розігрів ванни за час продувки, В – середня концентрація пилу у відхідних газах в газопроводі

За отриманими на високотемпературній моделі результатами дослідження та з урахуванням практики світового виробництва сталей в кисневих конвертерах [4] було оцінено матеріальний баланс плавки, проведених з продувкою активованим електричним розрядом киснем з концентрацією озону 15 мг/м³ та порівняльної продувки плавки. Результати розрахунку представлені для порівняння у вигляді діаграм на рисунку 2.

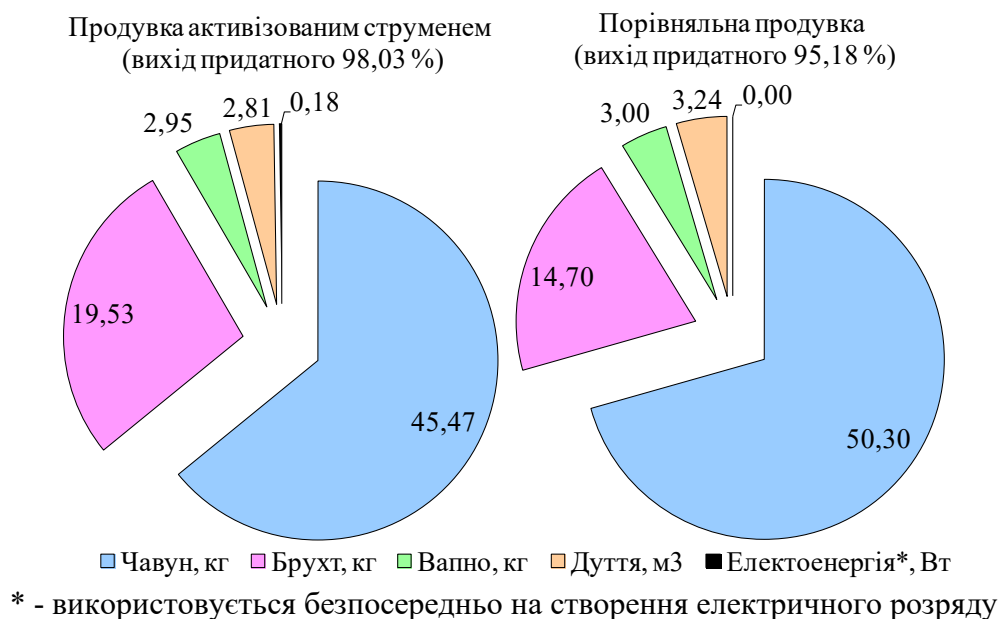


Рисунок 2 – Порівняння витрат ресурсів для виробництва сталі в лабораторному 60 кг конвертері за умов продувки активізованим кисневим струменем та за порівняльним варіантом продувки

Слід відзначити, що технологія продувки активізованим електричним розрядом кисневим струменем передбачає додаткове використання електричної енергії у кількості 0,18 Вт. Проте її застосування дозволяє збільшити вихід придатного рідкої сталі на 3,12 % за рахунок того, що збільшується кількість металобрухту, який переробляється, на 32,8% відн., зменшується кількість пилю та ефективніше використовується дуття (його кількість зменшується на 13 % відн.). Таким чином, запропонована технологія продувки активізованим високовольтним електричним розрядом киснем має значний ресурсозберігаючий потенціал та знижує негативний вплив на довкілля за рахунок зменшення кількості викидів пилю.

Список посилань

- [1]. Cappel J., Ahrenhold F., Egger M.W., Hiebler H., Schenk J. 70 Years of LD-Steelmaking – Quo Vadis? *Metals*, 2022. Vol. 12. P. 912 – 936.
- [2]. Ray S. K., Chattopadhyay G. & Ray A. K. Evaluation of dust generated from basic oxygen furnace steel making. *Journal of the Air & Waste*, 1997. Vol. 47(6). P. 716-721.
- [3]. Семькин С. И., Голуб Т. С., Поркопенко П. Г. Стендовое исследование особенностей электрофизической активизации газового кислородсодержащего потока. *Сучасні проблеми металургії*, 2019. № 22. С. 94 – 103.
- [4]. Lytvynyuk Y., van den Berg B., Skorianz M. Increased scrap utilization in converter steelmaking. Conference: 9th EOSC European Oxygen Steelmaking Conference 2022At: Aachen, Germany, 17 – 21 October 2022.

ПОВЕРХНЕВІ ТА ГЛИБИННІ СПОСОБИ МОДИФІКУВАННЯ ДЕРЕВИНИ

Гомон О.О., старший лаборант (Луцький національний технічний університет)

Деревина є одним з найдавніших та найбільш використовуваних конструкційних матеріалів. Її популярність пояснюється естетичністю, простотою в обробці, добрими теплоізоляційними властивостями та відновлюваністю. Однак значним недоліком деревини є її вразливість до дії зовнішніх чинників – вологи, ультрафіолету, грибків, комах та вогню. Особливо це проявляється у випадках експлуатації дерев'яних конструкцій у складних атмосферних умовах. Тому актуальним є питання ефективного захисту та модифікування деревини з метою продовження строку її служби та поліпшення фізико-механічних властивостей [1,2].

Поверхнєве модифікування деревини. Цей метод полягає в нанесенні захисних чи модифікуючих засобів без глибокого проникнення в структуру деревини. Найчастіше використовуються:

- **антисептики** – проти грибків, плісняви, комах;
- **антипірени** – знижують горючість деревини;
- **лаки, фарби, просочення** – захист від вологи та ультрафіолету, покращення механічних властивостей.

Глибинне модифікування деревини [3]. Цей підхід передбачає проникнення захисного засобу в товщу деревини. Його ефективність значно вища, проте зростають витрати та складність виконання. Серед методів глибинного модифікування виокремлюють:

термомеханічне – ущільнення та сушіння попередньо обробленої деревини;

хіміко-механічне – просочення смолами з наступною термообробкою;

термохімічне – полімеризація введених мономерів або олігомерів;

електроосмотичне – використання електричного струму для поглибленого проникнення рідин;

вакуумне та вакуумно-компресійне просочення – забезпечують найглибше проникнення за мінімальної втрати засобу;

ін'єкційне просочення – введення засобу через отвори в проблемні зони.

У результаті такого модифікування можна досягти **підвищення фізико-механічних характеристик деревини від 20% до 250-300%**, значного підвищення стійкості до вологи, грибків та вогню. Однак такі методи вимагають наявності спеціалізованого обладнання, контролю процесу, витрат енергії та ресурсів.

Висновки. Збільшення довговічності деревини є досяжним завдяки застосуванню сучасних методів її модифікування. Поверхнєві способи – доступні та прості, але менш ефективні. Глибинна обробка забезпечує тривалий захист і значне підвищення міцності, однак потребує великих капіталовкладень. Успішне використання обробленої деревини можливе лише за умови грамотного підбору способу захисту відповідно до умов експлуатації.

Подальші дослідження повинні бути спрямовані на **оптимізацію засобів глибинного проникнення**, зниження токсичності складів та вдосконалення технологій нанесення, з урахуванням сучасних вимог.

Список літератури

1. Hill C. (2011). Wood modification: An update. *BioResources*, 6 (2), Pp. 918–919.
2. Sandberg D., Kutnar A., Mantanis G. (2017). Wood modification technologies - a review. *iForest - Biogeosciences and Forestry*. 10(6), Pp. 895-908.
3. Перетятко Б., Гаврилко О., Білінський Б. Аналіз технологічних схем просочення деревини у автоклавних печах. *Вісник Національного університету “Львівська політехніка”. Серія: Теорія і практика будівництва*. Львів: НУЛП, 2019. Вип.912. С. 139–145.

СТРУКТУРА СІРИХ ЧАВУНІВ ЗА УМОВ НАДЛИШКУ МІДІ У РІДКИХ ТА ТВЕРДИХ РОЗЧИНАХ ЗАЛІЗА

Гусачук Д.А.¹, Парфентьєва І.О.¹, Куцик С.Л.¹ Оксентюк А.М.¹,

¹ Луцький національний технічний університет, вул. Львівська, 75, Луцьк, 43018, Україна
d.husachuk@lntu.edu.ua

Питанням теорії та практики ливарного виробництва, а також матеріалознавству гетерогенних систем та встановленню кореляції взаємозв'язку технологія-властивості приділяється велика увага. У вітчизняній та й світовій практиці актуальним залишається виробництво та застосування високоміцних чавунів, які відрізняються від інших класів кращим поєднанням технологічних та ряду експлуатаційних властивостей [1]. Різноманітність типів чавуну, що визначається структурою після литва та обробки, перетворюється на надзвичайно широкий спектр пропонованих властивостей. Чавун відомий, перш за все, своїми чудовими ливарними властивостями, що дозволяють виготовляти широкий асортимент продукції, включаючи вироби з простою геометрією та прийнятними властивостями, що не потребують спеціальних конструкційних рішень, а також вироби надзвичайно високої якості. Довговічність спеціальних марок чавуну можна порівняти з міцністю термічно обробленої сталі. Ці марки також можуть мати виняткову стійкість до стирання та втоми, можливість зміцнення і більшу здатність гасити вібрації, включаючи стійкість до заїдання, у порівнянні зі конструкційними сталями.

Проте, використання чавунів як конструкційних матеріалів в парах тертя ковзання має певні застереження. Важливим є контроль співвідношення фазових складових у структурі матеріалу, їх фізико-механічні властивості, а також особливості морфології, разом з розмірами та характером розподілення в об'ємі матеріалу. Для виробів подібного класу можна передбачити перспективу застосування чавунів, які містять мідь в кількостях, не менших за межу її розчинності в твердих розчинах цих сплавів [2, 3]. Тому в роботі була зосереджена увага на одержанні і комплексному вивченні властивостей чавунів з гетерогенною мікроструктурою як на макро, так і на мікрорівні.

Для комплексу досліджень в роботі використовували сірі високоміцні чавуни, близькі до евтектичного складу за співвідношенням основних компонентів. Легуванням (Cu 6...10 мас.%) та спеціальними прийомами обробки розплавів, включаючи сферидизуюче модифікування було досягнуто особливого гетерогенного стану виливків з утворенням мідно-графітових включень, яким властиві особливий склад, морфологія та характер розподілення. У структури виливків розроблених чавунів разом з дрібними включеннями міді, спостерігали формування численних конгломератів кулястої форми на основі мідистої фази. Регулярність появи та їх кількість переважали у зразках чавуну з вмістом міді 8...10 мас.%.

В основу синтезу таких гетерофазних сплавів було покладене відоме явище розшарування високовуглецевих розплавів за вмісту міді понад 2 мас.% [4, 5]. 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 сфероїдної 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 [4-6] 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 унеможливорює 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 макрорегулярну структуру виливків. В литій структурі включення на основі міді формувалися 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.

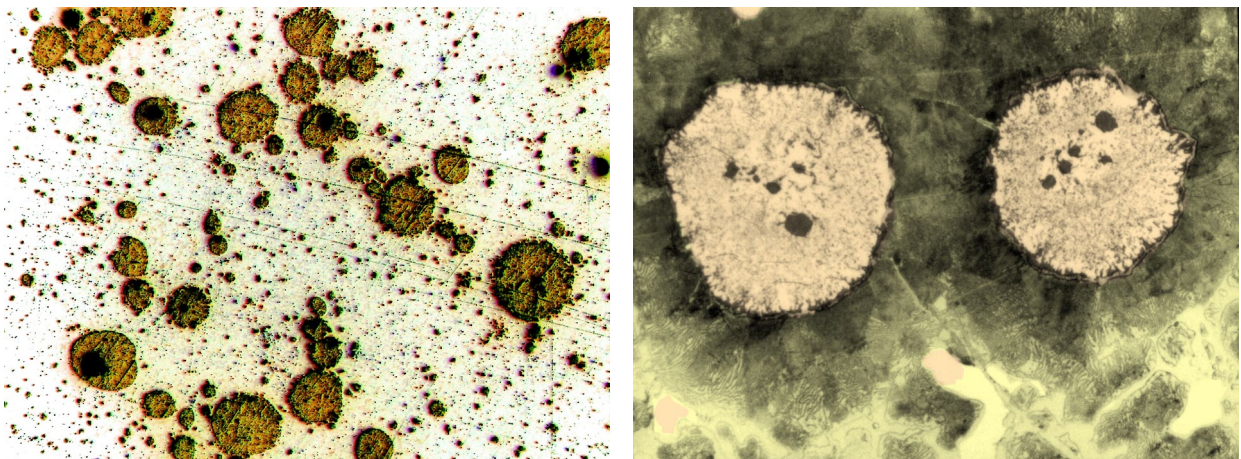


Рисунок 1 – Структура ($\times 100$ та $\times 500$) виливків чавуну, $\text{Cu} - 6...8 \text{ мас.}\%$

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 мікротвердінь 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, сульфід, включення домішок, частково містяться: фосфор, манган, а розчинність заліза може сягати 4 мас. %.

Отже, у дослідах, шляхом легування та 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. Кількісне співвідношення присутніх у структурі трибофаз (ϵ -Cu+(Гр+ ϵ -Cu)+Гр) наближені до одного із законів симетрії: у нашому випадку субсиметрії (1:3). Структурні ознаки сфероїдних включень Гр+ ϵ характеризуються високим ступенем гетерогенності та за кількістю графіту та міді наближаються до співвідношення 50:50. Це надає мідистим чавунам специфічних структурних характеристик, найбільш важливою, з яких, є здатність до ефективної дисипації зовнішньої енергії з розвитком процесів самоорганізації структури за зовнішнього впливу, зокрема в умовах тертя. Особливий гетерофазний стан синтезованих ЛКМ якісно вирізняє їх серед добре відомих антифрикційних композиційних матеріалів, зокрема, куляста форма включень не чинить 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. Myszka, D. (2021). Cast Iron–Based Alloys. In: Rana, R. (eds) High-Performance Ferrous Alloys. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-53825-5_5.
2. Структурування гетерофазних сплавів на основі чавунів, легованих міддю: монографія / Д.А. Гусачук, І.О. Парфентьева, М.В. Дмитріюк, Ю.П. Фешук. – Луцьк : ЛНТУ, 2022. – 177 с.
3. 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.
4. Abdou S, Elkaseer A, Kouta H, Abu Qudeiri J. Wear behaviour of grey cast iron with the presence of copper addition. *Advances in Mechanical Engineering*. 2018;10(10). <https://doi.org/10.1177/1687814018804741>.
5. Dmytriuk, M., Husachuk, D., Parfentieva, 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. Mishra, H.S., Sahu, R. & Padan, D.S. Effect of Copper as an Alloying Element on Microstructure and Mechanical Properties of Grey Cast Iron. *Trans Indian Inst Met* 76, 1875–1883 (2023). <https://doi.org/10.1007/s12666-023-02894-5>.

РОЗРАХУНОК ПАРАМЕТРІВ ПЛАСТИН СУШИЛЬНОГО КОНВЕЄРА ПОСЛІДУ ПРИ СУШІННІ ЙОГО ВИКИДНИМ ПОВІТРЯМ З ПТАШНИКА

Дешко В.І.¹, к.т.н., с.н.с., Мінералов О.І.¹, Пінчук В.О.¹, к.с.-г.н., с.н.с.,
Кузьменко В.Ф.², к.т.н., с.н.с., Субота С.В.², Пономаренко О.В.²,
Толстушко М.М.³, к.т.н., доц., Толстушко Н.О.³, к.т.н., доц.

¹Інститут агроекології та природокористування НААН

²Інститут механіки та автоматики агропромислового виробництва НААН

³Луцький національний технічний університет

Одним з малоенергетичних методів сушіння курячого посліду є сушіння його викидним повітрям з пташника з використанням спеціального агрегату [1]. Останній включає конвеєри для завантаження свіжого посліду та розподілення його по ширині сушильного конвеєра. Останніх може бути декілька і розташовуються вони один над іншим. Знизу розташовано поперечний та похилий вивантажувальні конвеєри.

Кожен сушильний конвеєр включає закріплені на рамі ведучі та ведені зірочки з охоплюючими їх ланцюгами. До ланцюгів, на виступаючих збоку штифтах (аттачментах) шарнірно через кронштейни кріпиться однією стороною сушильна П-подібна пластина. Другою стороною кожна пластина опирається на ролик, який перекочується по направляючих (для верхньої гілки конвеєра та нижньої). Особливістю даної конструкції пластинчастого конвеєра є те, що при переміщенні пластин верхньої його гілки до веденої зірочки ланцюг з аттачментом змінює свій рух з прямолінійного на рух по колу, переміщаючи пластину по прямій від вертикальної осі зірочки максимум на величину її радіуса R , в той час як по колу ланцюг з наступною пластиною переміщається на одну четверту кола, тобто:

$$l = \pi \cdot R \cdot \alpha / 180 = \pi \cdot R \cdot 90 / 180 = 1,57 \cdot R \quad (1)$$

Як правило, на початку руху по дузі передньої пластини, задня пластина своїми ребрами наїжджає на передню і вони обоє стають «дибки».

Щоб це не відбулося, коли пластина підходить до веденої зірочки і аттачмент починає переміщення по ній, одночасно ролики спадають з направляючих (які обриваються в певному місці) і провертаються навколо аттачментів. Послід з верхньої гілки конвеєра пересипається на пластини нижньої гілки. При цьому тонкий рівний шар посліду частково скочується в «рулет», чим погіршуються умови сушіння посліду.

Щоб позбавитись цього недоліку шляхом плоскопаралельного переміщення пластин з верхньої гілки на нижню без повороту пластин, запропоновано внести зміни в конструкцію пластини: зробити її плоскою повністю, а знизу прикріпити вздовж неї два кутники, які слугуватимуть ребрами жорсткості. Кутники повинні кріпитись на певній відстані від поздовжнього краю пластини. Цю відстань необхідно теоретично визначити, задавшись певними параметрами сушильного конвеєра. Передній край пластини з аттачментом буде переміщатись за ланцюгом по веденій зірочці, а верхні направляючі під ролики біля веденої зірочки загнуті вниз і по формі копіюють рух ланцюга з аттачментом та закріпленою на ньому пластиною по веденій зірочці, причому зверху до половини діаметра веденої зірочки ролик котиться паралельно до кола зірочки по верхній частині зігнутої направляючої, з середини ж – по внутрішній частині додаткової зовнішньої направляючої, забезпечуючи плоскопаралельне переміщення пластин зверху гілки конвеєра на нижню.

Загальні розміри сушильних конвеєрів розраховують виходячи з розмірів пташника, виходу посліду за добу. Виходячи з цих даних обраховують розміри сушильних конвеєрів та їх кількість. За даються кроком ланцюга та діаметрами зірочок. А для пластини необхідно перевірити, чи не будуть пластини ставати «дибки» при наїжджанні на ведені зірочки, визначити, на яку відстань від краю пластини потрібно змістити кутники, щоб вони не чіпляли один одного.

Для визначення величин зміщення пластини при повертанні веденої зірочки скористаємось означеннями хорди (див. рис. 1).

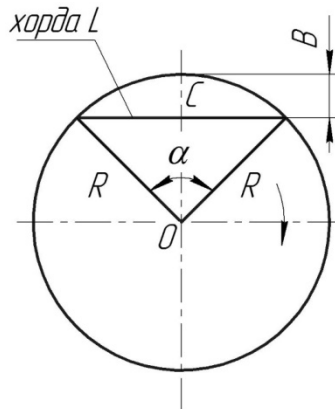


Рис. 1. Схема переміщення пластин (хорда L) вниз та вперед

Величина верхньої хорди L визначається за відомою залежністю:

$$L = 2R \sin(\alpha/2), \quad (2)$$

а її половина, що являє собою величину переміщення вперед передньої пластини сушильного конвеєра, буде:

$$L/2 = R \sin(\alpha/2). \quad (3)$$

Знаючи задану величину R (як гіпотенузу) та катет $L/2$ можна визначити величину катета OC :

$$OC = \sqrt{R^2 - (L/2)^2} = \sqrt{R^2 - [R \sin(\alpha/2)]^2}. \quad (4)$$

Звідси можна визначити величину опускання B пластини конвеєра:

$$B = R - OC. \quad (5)$$

Для прикладу приймемо: діаметр веденої зірочки 300 мм, товщина самої сушильної пластини 3 мм, висота кутників, як ребер жорсткості, 30 мм. Виходячи із заданих умов, визначимо величину відстаней переміщення передньої пластини та опускання її при різному куті повороту умовної зірочки. Одночасно приводимо величину переміщення (L) задньої пластини при тому ж куті повороту зірочки.

Аналізуючи результати розрахунків, можна замітити, що при мінімальному куті повороту зірочки на 5° відбудеться переміщення пластини вперед ($L/2$) на 13,05 мм, її опускання (B) складе 0,23 мм. Одночасно наступна пластина переміститься (L) на 13,08 мм, що буде в межах зазору між пластинами. Те ж саме при повороті зірочки на 15° – різниця складе 0,43 мм, що теж в межах зазору. Але при цьому передня пластина опуститься (B) нижче наступної на 5,0 мм, що більше за товщину пластин (3 мм), і наступна пластина буде переміщатись над верхньою, не чіпаючи її. Є ще одне вузьке місце при стикуванні пластин, тому що при подальшому опусканні передньої задня може впирається в кутник на передній, якщо він прикріплений близько від краю наступної пластини. Розглянемо цей випадок, коли висота кутника (задана) складає 30 мм. Щоб не зачепити кутник, величина опускання (B) передньої пластини повинна бути більша 30 мм. Цього можна досягти при повороті зірочки на кут 40° . Передня пластина при цьому опуститься на 35 мм і легко пройде під наступною, не зачіпаючи її. Звідси ж і випливає, що кутники потрібно кріпити до пластин з обох сторін на відстані 11,5 см від краю.

Список використаної літератури

1. Патент на винахід №128999, клас B65G 17/00. (Україна). Обладнання лінії сушіння курячого посліду викидним повітрям з пташника/Дешко В.І., Мінералов О.І. та інші. Опубліковано 6.03.2024, бюл. № 10.

АДИТИВНЕ ВИРОБНИЦТВО ПОЛІМЕРНИХ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ ІЗ ПОРИСТИХ МЕТАМАТЕРІАЛІВ, СПРОЕКТОВАНИХ ЗА ДОПОМОГОЮ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ

Дорошенко В. С., д.т.н., с.н.с.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Янченко О. Б., к.т.н., доц.

Вінницький національний технічний університет

Сучасний інженерний дизайн удосконалюється зі зростанням ефективності, все більше пов'язуючи комбінування цифрових технологій з методами машинного навчання. Одним із перспективних напрямів стала розробка пористих та комірчасто-каркасних структур, які забезпечують необхідні механічні властивості при мінімальному використанні матеріалів.

У 2020-х роках з'явився цілий клас матеріалів – метаматеріали, які не існують у природі, але мають виняткові властивості, котрі отримують не завдяки хімічному складу, а завдяки геометричним і топологічним особливостям внутрішньої структури. Реалізація концепції «цифро-фізичного перетворення» («digital-to-physical conversion») адитивним методом 3D-друку (з цифрового файлу – у фізичну конструкцію) стала ключовим методом у створенні таких матеріалів. Метаматеріали завдяки створеним за математичними алгоритмами структурам, які генеруються за комп'ютерною програмою, здатні водночас бути легкими й міцними, а також можуть мати регульовану густину та пористість завдяки використанню закритих або відкритих пор чи комірок.

Для науковців-ливарників, які удосконалюють процес лиття металу за газифікованими (піно-полімерними) моделями (ЛГМ), пористі полімерні метаматеріали мають потенціал забезпечити не лише геометричну точність та швидке друкування ливарних моделей, а й керовану їх термодеструкцію при контакті з розплавом металу, а завдяки відкритим порам можуть сприяти направленому видаленню газів від моделі у вакуумовану піщану форму, усуваючи негативний вплив продуктів газифікації моделі на якість металу отриманого виливка. Як поява в ливарному виробництві пінополістиролу - матеріалу разових ливарних моделей у середині 50-х років минулого століття започаткувала метод ЛГМ, так друкована піна метаматеріалу може істотно осучаснити цей метод, забезпечити гнучкість модельного виробництва завдяки цифровізації, чим додати процесу ЛГМ нових ливарних можливостей, схожих на ті, що притаманні методам лиття з впливом газового розрідження на метал (зокрема, методу вакуумно всмоктування металу).

Основним викликом у розробці пористого метаматеріалу є забезпечення не лише геометричної відповідності виробу умовам адитивного виробництва, а й прогнозованих механічних, теплових або газогідродинамічних-фільтраційних характеристик. Вирішити цю проблему допомагають алгоритми машинного навчання, зокрема графові нейронні мережі (Graph Neural Networks), які належать до штучного інтелекту (ШІ). Ці алгоритми аналізують просторово організовану інформацію про метаструктуру у вигляді графів, де вузли позначають елементи структури, а ребра – їхні зв'язки та взаємодію. Опрацювання цифрових даних здійснюється за допомогою комп'ютерних обчислень, що дозволяє графовим нейронним мережам узагальнювати інформацію та генерувати оптимальні конфігурації з заданими характеристиками.

Інженер, задаючи бажані характеристики матеріалу (жорсткість, пористість, теплопровідність, поведінку при навантаженні чи(та) газифікації - на прикладі ливарної моделі з регульованим газовідведенням одночасно з нейтралізацією впливу продуктів газифікації на метал при ЛГМ тощо), отримує від нейронної мережі рекомендації щодо геометрії структури, яка б максимально відповідала заданим параметрам. Однією з ключових концепцій такого підходу є інверсне проектування. На відміну від традиційного прямого методу, коли

проектування починається з геометрії і завершується прогнозуванням властивостей, інверсний підхід ставить задачу навпаки: від бажаних властивостей – до пошуку відповідної структури. Це дає змогу автоматизувати процес підбору структури метаматеріалу під конкретну прикладну задачу. У межах цієї парадигми створено методику під керівництвом проф. Рейна Чжена з Каліфорнійського університету в Берклі, приклад функціонування якої показано на схемі (рис. 1) [1, 2]. Система працює за замкнутим ітераційним контуром. Користувач подає вхідні дані у вигляді бажаних характеристик (наприклад, механічної жорсткості, густини тощо), після чого запускається модель зворотного проектування. Графова нейронна мережа кодує ці дані у відповідну структуру – граф, який описує внутрішню архітектуру майбутнього метаматеріалу. На основі цього графа виконується декодування у тривимірну геометрію, яка одразу проходить віртуальне тестування через цифрову (сурогатну) модель (цифровий двійник), що оцінює відповідність отриманої структури очікуваним характеристикам. Процес не зупиняється на першому варіанті: за допомогою активного навчання та механізмів підсилення відбувається ітераційне вдосконалення. Кожна нова спроба (варіант N на рис. 1) наближається до ідеального рішення. Коли структура задовольняє вимоги, вона передається на 3D-друк. Отримана фізична модель далі проходить експериментальну перевірку з метою уточнення параметрів та збагачення бази даних для подальшого навчання мережі. Таким чином, створюється замкнений цикл удосконалення, де машина вчиться не лише на симуляціях, а й на реальних даних (рис. 1) [2, 3].

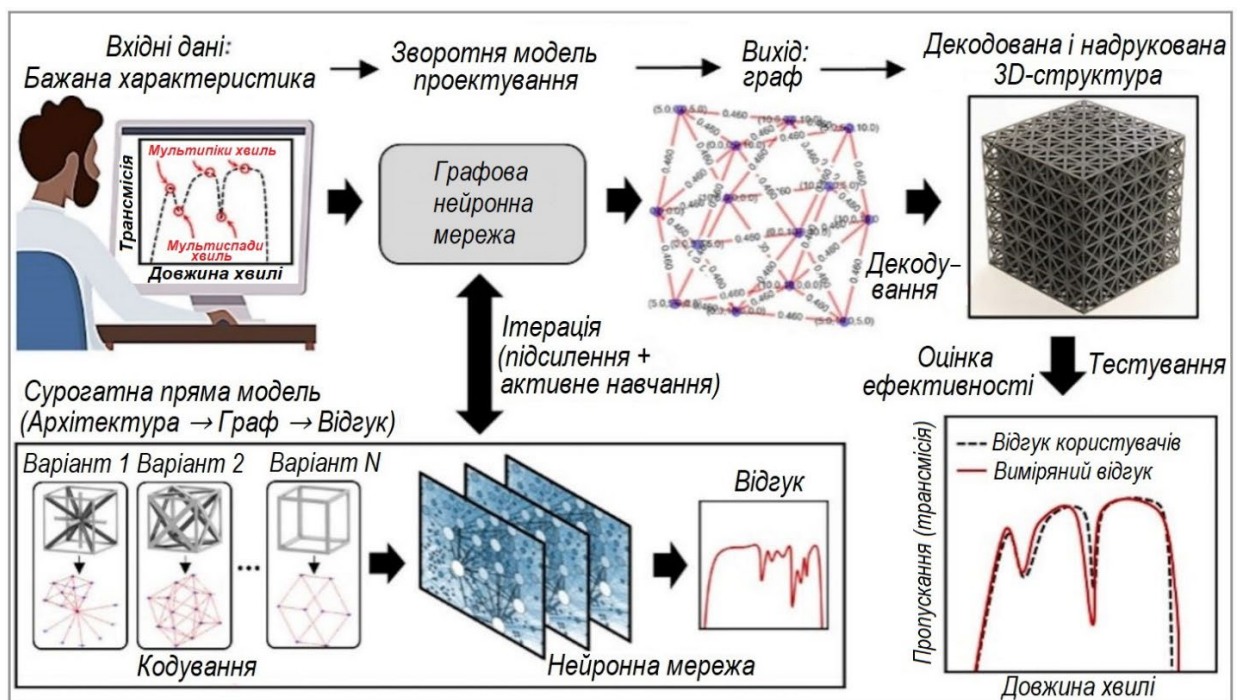


Рисунок 1 – Методика проектування метаматеріалів на основі ІД дозволяє швидко створювати матеріал із заданими користувачем продуктивністю та цільовими властивостями

Методика демонструє, як графова нейронна мережа, застосовуючи концепції кодування, декодування та оптимізації варіативних представлень структур, синтезує складні 3D-структури із заданими властивостями. Система порівнює множинні піки і спади у спектрі пропускання з цільовим відгуком, заданим користувачем. У разі невідповідності заданим параметрам структура коригується, і процес повторюється до досягнення повної відповідності.

Одним із прикладів успішної реалізації такого підходу є метаматеріали, побудовані на основі сференів – модифікованих форм тривимірних сфероподібних мінімальних поверхонь, які водночас забезпечують плавність конфігурацій, направленість протидії зовнішньому тиску на зовнішню поверхню конструкції та високий рівень керованої (закритої чи відкритої) пористості. Приклади такої структури для адитивного виробництва показано на рис. 2 [2 – 4].

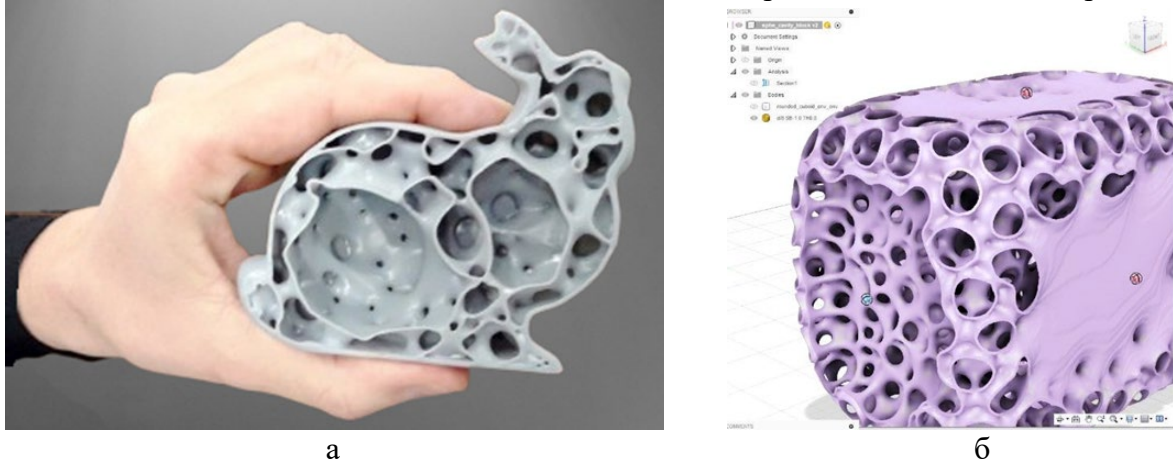


Рисунок 2 – Приклади структури на основі сференів: а – серцевина 3D-друкованої моделі кролика з гладкою поверхнею; б – скріншот екрану з проектуванням в САПР-системі Autodesk

Використання 3D-друку для виготовлення ливарних моделей з піно-полімеру для ЛГМ-процесу відкриває новий рівень функціональності, як інноваційний підхід до виливання високоточних металоконструкцій. Структура моделей більше не є вторинною – вона формує задану функцію, а геометрія метаматеріалу, отримана на основі ІІІ-дизайну, дозволяє зменшити вагу, оптимізувати процес газифікації, скоротити тривалість виготовлення та витрати матеріалу.

Зрештою, завдяки поєднанню 3D-друку і ІІІ ливарники отримають не просто інструмент для створення моделей, а повноцінну інженерну систему, яка здатна самонавчатися та генерувати рішення, орієнтовані на майбутні виклики, що свідчить про зміну принципів проектування – від ручного конструювання до алгоритмічного синтезу, де ключову роль відіграє не лише досвід інженера, а й здатність комп'ютерної системи до адаптації і прогнозування.

Метаматеріали, зокрема на основі сференових структур, відкривають нові можливості у проектуванні функціонально-оптимізованих ливарних моделей із полімерів. Їхня пориста структура, сформована інтелектуальними алгоритмами, забезпечує легкість, точність, стабільність без додаткової обробки. Графові нейронні мережі змінюють традиційний підхід до інверсного проектування, перетворюючи інтуїтивний пошук на керований, самонавчальний процес. Це дозволяє створювати структури, які ще на етапі 3D-друку відповідають заданим експлуатаційним критеріям. Таким чином, для ливарного процесу ЛГМ відкриваються нові горизонти: моделі перестають бути лише оснасткою для виготовлення виливків і перетворюються на носіїв інженерної логіки, інтегрованої в їхню структуру за допомогою штучного інтелекту.

Список використаних джерел:

1. Ha C.S., Yao D., Xu Z. et al. Rapid inverse design of metamaterials based on prescribed mechanical behavior through machine learning. *Nat Commun.* 14, 5765 (2023). <https://doi.org/10.1038/s41467-023-40854-1>.

2. Kety S. The potential of metamaterials for (medical) Additive Manufacturing. *3D ADEPT Mag*. March – April 2024. URL: <https://3dadept.com/the-potential-of-metamaterials-for-medical-additive-manufacturing/>.

3. Mueller R.K. 3D Design: Spherenes. October 23, 2024. URL: <https://xyzdims.com/tag/spherene/>.

4. Autodesk App Store. Spherene for Autodesk Fusion. 24.12.2024. URL: <https://apps.autodesk.com/FUSION/en/Detail/Index?id=7450446131187005403&appLang=en&os=Win64>.

ПЕРСПЕКТИВИ ОПТИМІЗАЦІЇ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ ЗАСОБАМИ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ

Дорошенко В. С., д.т.н., с.н.с.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Янченко О. Б., к.т.н., доц.

Вінницький національний технічний університет

Ливарне виробництво є однією з ключових галузей промисловості, що забезпечує виготовлення складних металевих деталей, служить основною складовою заготівельної металообробки для машинобудування, а також будівництва та інших сфер. Ливарне виробництво – це галузь, яка на перший погляд може здатися традиційною, заснованою на вікових методах виготовлення металевих виробів. Але сучасні технології змінюють цю сферу, відкриваючи нові горизонти для оптимізації та вдосконалення процесів. Саме штучний інтелект (ШІ), як один з інструментів цифрової трансформації, стає тим ключовим фактором, який дозволяє ливарникам покращувати якість, скорочувати витрати та робити виробництво більш гнучким. Раніше контроль за ливарними процесами вимагав значних зусиль. Інженери мали перевіряти майже кожен етап виробництва, проводити аналізи матеріалів, тестувати якість лиття вручну. Це займало час, вимагало ресурсів та нерідко супроводжувалося людськими помилками. З появою ШІ ситуація докорінно змінилася: алгоритми можуть аналізувати величезні масиви даних за лічені секунди, прогнозувати можливі дефекти та навіть пропонувати шляхи їх уникнення [1].

Уявімо ливарний цех, оснащений сучасними технологіями. Розумні системи, поєднані з датчиками та камерами, контролюють кожен процес – від вибору сировини до фінального затвердіння виливка, а також можливих наступних процесів його обробки-очищення та термообробки. Машинне навчання дозволяє знаходити оптимальні параметри лиття залежно від конкретного завдання, забезпечуючи близькі до ідеальних умови виготовлення виливків. Завдяки цифровим двійникам виробництво стає передбачуваним: кожен експеримент можна протестувати у віртуальному середовищі ще до того, як він буде втілений у ливарному цеху [2]. Але є й виклики, які стоять на шляху до поглибленої автоматизації. Висока вартість впровадження таких технологій, потреба наукового супроводу, навчання персоналу та збільшення його інженерної складової, а також кібербезпеки – усе це потребує серйозної уваги [3]. Однак перспективи залишаються обнадійливими. ШІ не лише автоматизує виробництво, а й змінює саму концепцію взаємодії між замовником та виробником. Тепер замовники можуть брати участь у створенні власних виробів, налаштовуючи параметри онлайн через інтерактивні системи [1].

Промисловість світу поступово рухається до того, щоб заводи працювали безперервно, автоматично підлаштовуючись до змін у попиті. А це означає, що ливарне виробництво, яке здавалось би традиційним та незмінним, стоїть на порозі нової ери. Ери, де ШІ допомагає створювати ефективність, цифрову інтелектуалізацію обладнання та процесів, зменшувати витрати та робити виробництво точним і персоналізованим [2].

Список використаних джерел:

1. Півнюк А. В. Використання штучного інтелекту в сучасній діяльності підприємств. *Вчені зап. ТНУ ім. Вернадського*. 2024. Т. 35. № 4. С. 69 – 73. <https://doi.org/10.32782/2523-4803/74-4-12>.
2. Смоляк Ю. Ю., Холодницька А. В. Штучний інтелект в управлінні підприємством: трансформація ролі менеджера в індустрії 4.0. *Проблеми сучасних трансформацій*. 2024. №11. <https://doi.org/10.54929/2786-5738-2024-11-04-12>.
3. Ковтуненко Ю. В. Застосування штучного інтелекту у системі управління підприємством: проблеми та переваги. *Економічний журнал Одеського політехнічного університету*. 2019. № 2. С. 93 – 99. <https://doi.org/10.5281/zenodo.4171114>.

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ ТА ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ПРУЖНИХ ЕЛЕМЕНТІВ

Дробот О.С., к.т.н., доцент, доцент кафедри трибології, автомобілів та матеріалознавства (ORCID iD: 0000-0002-3709-6531, +38067131022045, E-mail: pion12208@gmail.com), Хмельницький національний університет;

Підгайчук С.Я., к.т.н., доцент, доцент кафедри архітектури та містобудування (ORCID iD: 0000-0002-9868-6447, E-mail: svitlankayar@gmail.com), Хмельницький національний університет;

Каплун П.В., д.т.н., професор, професор кафедри трибології, автомобілів та матеріалознавства (ORCID iD: 0002-1675-5104, E-mail: kaplunpavel@gmail.com), Хмельницький національний університет.

В роботі на основі вивчення умов роботи пружини підвіски та проведеного аналізу літературних джерел, запропоновано матеріал та розроблена технологія термічної обробки для виготовлення пружини підвіски SACHS.

Пружини різної конструкції та розмірів використовуються в більшості технологічних вузлів машин та верстатів. Пружини за способом виготовлення поділяють на дві групи: 1 – виготовлені із сталей, які зміцнюють пластичним деформуванням з наступним стабілізуючим відпалом (старінням); 2 – виготовлені із сталей, які зміцнюють гартуванням на пересичений розчин з наступним відпуском.

Пружинні матеріали використовують у вигляді дроту, стрічки з яких навиванням, різанням, вирубанням виготовляють пружини та пружні деталі різної конфігурації. Пружини повинні мати такі властивості: високий опір малим пластичним деформаціям, релаксаційну стійкість при достатній пластичності і в'язкості. Пружини, що працюють при циклічних навантаженнях повинні мати ще й високий опір утомі. Робоча температура таких пружин 100 – 120 °С. Загальні вимоги до пружинних сталей визначаються умовами роботи пружин та механізмів. Загальним є забезпечення високого опору малим пластичним деформаціям (межа пружності) і релаксаційна стійкість.

Метою роботи було вибір матеріалу для виготовлення пружини підвіски авто SACHS – циліндричної, довжиною 405 мм, зовнішнім діаметром 108 мм, діаметром дроту -11,75 мм; розроблення режиму термічної обробки для надання пружинам експлуатаційних властивостей (показники межі міцності 1200- 1300 МПа, межі текучості 800 - 1000, відносне видовження – не менше 5%, відносне звуження – не менше 20%).

При підборі режимів термічної обробки потрібно було врахувати спосіб одержання пружин. Пружини, виготовлені з холодно витягнутих прутків вуглецевих сталей 65, 70 гартуванню не піддають; проводять відпуск для зняття напружень, які виникли у процесі волочіння і навивання у холодному стані. Пружини, які виготовлені з гарячекатаного та відпаленого прокату, піддають гартуванню та середньому відпуску. Температура нагрівання при гартуванні для більшості сталей 820 – 880°С, охолодження в маслі (окремі сталі - 50C2 і 55C2 переважно охолоджують у воді). Температура відпуску 400 – 520 °С. Твердість готових виробів 35–50HRC. Для покращення пружних властивостей пружин використовують й інші додаткові заходи [1,2].

Важливою характеристикою пружин є межа витривалості. Для підвищення цього показника необхідно було вжити заходи по запобіганню знеуглецювання поверхні. Відомо, що для цього проводять шліфування та полірування пружин з метою усунення ризик, які є концентраторами напружень [1,2].

В роботі використані такі методи дослідження: хімічний аналіз сталі, металографічні дослідження структури сталі у вихідному стані та після термічної обробки; вимірювання твердості оброблених деталей.

Твердість дроту для виготовлення пружин в стані постачання визначалися методом

Бринелля [3]. Твердість зразків в термообробленому стані - методом Роквелла [4].

На основі проведеного огляду наукових джерел, для виготовлення пружини заданих розмірів, вибрано було сталь 60C2XФА.

Сталь має хімічний склад, який наведено в таблиці 1.

Таблиця 1.

Хімічний склад сталі 60C2XФА згідно ДСТУ8429-2015

Марка сталі	Хімічні елементи, %				
	C	Si	Mn	Cr	V
60C2XФА	0, 56 – 0, 64	1,4 – 1,8	0,4 - 0,7	0,9 - 1,2	0,1 – 0,2

Сталь 60C2XФА має рекомендований для ресорно-пружинних сталей вміст вуглецю, який забезпечить потрібний рівень твердості та міцності. Легуючі елементи призначені для покращення технологічних властивостей сталі, а саме: кремній, хром і ванадій позитивно впливають на прогартуваність сталі, збільшуючи її; кремній та хром, які розчиняються в фериті підвищують його міцність. Всі легуючі елементи затримують розпад мартенситу під час відпуску, що забезпечує сталі більш високі показники міцності та твердості. Сталь не схильна до відпускнуї крихкості. Під впливом хрому та ванадію кремній не так активно сприяє знеуглецюванню сталі. Товщина знеуглецьованого шару прутків із сталі 60C2XФА не перевищує 2,0 мм.

Сталь має дрібнозернисту структуру, яка характеризується розміром зерна аустеніту не нижче 5 балу.

В якості заготовки вибрано шліфований холодно тягнутий дріт, який має незначну кількість поверхневих дефектів, що зменшують межу витривалості та твердість сталі. Твердість прокату термічно необробленого має бути не більше НВ 321. Виготовлення пружин передбачалося навиванням прутка на оправку.

Попередньою термічною обробкою був повний відпал при температурі нагрівання 760°C та охолодження з піччю до 600 °C з швидкістю 50 – 100 °C/год , потім на повітрі. При нагріванні сталі до заданої температури відбувалося утворення структури аустеніту, який після витримки та подальшого повільного охолодження відбувався розпад на ферито-цементитну суміш. Сталь після відпалу мала структуру перліту з твердістю НВ 229 – 197. Повний відпал рекомендовано для пружин, які одержані з гарячекатаного прокату та при гарячому навиванні [1].

Кінцевою термічною обробкою було – ізотермічне гартування і середній відпуск. Температура нагрівання в печі - 870 °C, охолодження в соляній ванні такого складу: 50% NaNO₃ + 50% KNO₃.

Для підвищення межі витривалості пружин після термічної обробки запропоновано азотування – поверхнева хіміко-термічна обробка.

Внаслідок проведеної роботи рекомендовано сталь 60C2XФА, яка за хімічним складом та показниками механічних характеристик після розробленої термічної обробки, має властивості, які дозволяють рекомендувати її для виготовлення пружини підвіски автомобіля.

Список літератури.

1. Тимофєєва Л.А., Комарова Г.Л. Матеріалознавство та технологія конструкційних матеріалів: конспект лекцій. – Харків: УкрДАЗТ, 2013. – Ч. 2 - 50 с.
2. Практикум з матеріалознавства. Навчальний посібник / Котречко О. О. Зазимко, К.Г. Лопатько, Є.Г. Афтандіянц, В. В. Гнилокурченко.// Херсон: Олді Плюс, 2013.-с. 500
3. ДСТУ ISO 6508 – 1 : 2013. Металеві матеріали. Визначення твердості за Роквеллом.
4. ДСТУ ISO 6506 – 1 : 2007. Металеві матеріали. Визначення твердості за Брінеллем.

ОСОБЛИВОСТІ СПІКАННЯ КЕРАМІКИ НА ОСНОВІ α - Al_2O_3 У ПРИСУТНОСТІ КОМПЛЕКСНОГО МІНЕРАЛІЗАТОРУ

Дуднік О.В., д.х.н., ст.н.с., Баглюк Г.А., д.т.н., чл.-кор. НАНУ, Марек І.О., к.х.н.,

Рубан О.К., наук. співр., Ященко О.М., к.т.н., Чувашов Ю.М., к.х.н.,

Бабутіна Т.Є., наук. співр., Мосіна Т.В. к.т.н.,

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, м. Київ

Поєднання механічних, термічних, електричних і оптичних властивостей та співвідношення «ціна/якість» обумовлюють широке застосування керамічних матеріалів на основі α - Al_2O_3 у різних галузях промисловості. Але основними їх недоліками залишаються висока температура спікання (1700–1800 °С) та низька в'язкість руйнування. Зниження температури спікання матеріалів на основі α - Al_2O_3 досягають при використанні мінералізаторів, які сприяють утворенню рідкої фази в процесі нагріву та ізотермічних витримок.

Принципи розробки високоентропійних [1] та складно-композиційних [2] матеріалів розширюють можливості мікроструктурного проектування керамічних матеріалів на основі α - Al_2O_3 зі зниженою температурою спікання. Якщо при створенні високоентропійних оксидних матеріалів увага приділяється **еквімолярним, як правило, п'ятикомпонентним композиціям** [1], то при створенні складно-композиційних – **середньоентропійним, нееквімолярним композиціям** [2]. Створенню складно-композиційних матеріалів на основі α - Al_2O_3 сприяє використання при їх виробництві комплексних мінералізаторів природнього походження – базальтового скла.

Базальтове скло (БС) вироблено з гірської породи типу базальту. До його складу входять оксиди кремнію, титану, алюмінію, заліза, кальцію, магнію, натрію, калію, марганцю. БС виготовлено з виверженої гірської породи – багатокомпонентної системи, отриманої в результаті фізико-хімічних процесів, які відбулися при застиганні і кристалізації розплавленої магми. Тому БС, на відміну від скляних шихт, що складаються із сумішей силікатних компонентів, має композиційний склад, до якого входять мінеральні сполуки силікатів.

Покращенню механічних властивостей керамічних матеріалів на основі α - Al_2O_3 сприяє зміцнення їх частинками твердого розчину на основі ZrO_2 , стабілізованого Y_2O_3 (YSZ) – створення ZTA – композитів [3]. В порівнянні з чистим α - Al_2O_3 , ZTA – композити поєднують високу твердість матриці Al_2O_3 з високою в'язкістю руйнування ZrO_2 . Механічні властивості ZTA – кераміки залежать, в основному, від кількості ZrO_2 , співвідношення тетрагонального і моноклінного твердих розчинів на основі ZrO_2 (Т- ZrO_2 і М- ZrO_2), розміру його зерен та їх розташування у матриці Al_2O_3 [4].

Мета роботи : дослідити властивості складно – композиційного матеріалу, до складу якого входять α - Al_2O_3 , базальтове скло та твердий розчин на основі ZrO_2 (YSZ).

Методи дослідження: рентгенофазовий аналіз (РФА), растрова електронна мікроскопія (РЕМ) (мікроскоп TESCAN Mira 3 LMU). Питому поверхню порошків визначено за методом БЕТ. Твердість по Вікерсу спеченої кераміки виміряно за допомогою твердоміру “Falkon 509”(виробництва Нідерландів) з навантаженням на індентер 300 Н (30 кг).

Для виготовлення вихідної суміші складу (мас. %) 80 α - Al_2O_3 – 20 (БС+YSZ) використано тонкодисперсний порошок α - Al_2O_3 , питома поверхня якого становить 75,4 м²/г. Порошок YSZ (7 мас.%) введено до складу БС в процесі його попереднього розмелу. Питома поверхня порошку (БС+ YSZ) – 2,86 м²/г. Морфологію вихідних порошків показано на рис. 1.



Рисунок 1. РЕМ-зображення вихідних прошків α -Al₂O₃ (а) та (BC+YSZ) (б)

Вихідний порошок композитного складу одержано при змішуванні у шаровому млині порошоків α -Al₂O₃ та (BC+ YSZ). Питома поверхня суміші – 52, 4 м²/г. Заготовки ($d=2 \cdot 10^{-3}$ м, $h=0,65 \cdot 10^{-3}$ м) сформовано методом двостороннього холодного одновісного пресування у металевій прес-формі. Відносна густина зразків після формування – 0,42. Спінання проведено при 1450 °С на повітрі у печі Nabertherm LTN08/17 протягом 2 год, 4 год, 6 год. Спінання відбувалося у присутності рідкої фази, яка не зникала до кінця процесу. Зразки охолоджено разом з піччю. У спечених зразках ідентифіковано виключно α -Al₂O₃.

Збільшення терміну витримки при спінанні практично не впливає на відносну густину кераміки, яка незначно зменшилась від 0,94 (2 год) до 0,92 (4,6 год).

В спечених зразках сформувалась структура двох-масштабів, яку показано на рис. 2.

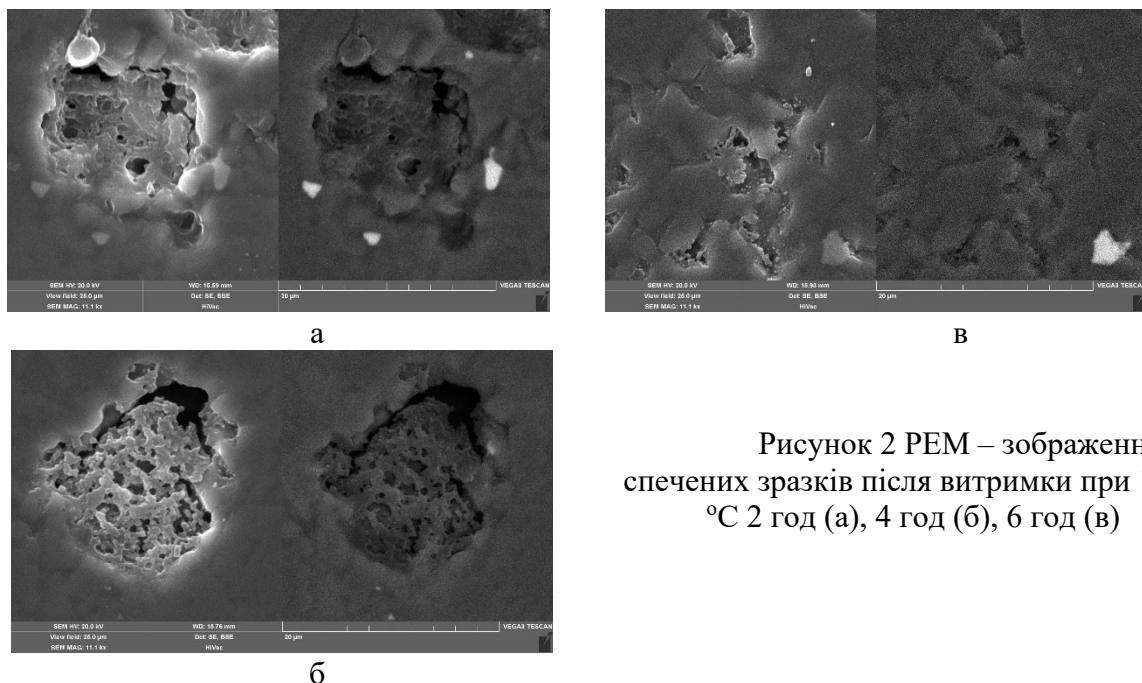


Рисунок 2 РЕМ – зображення спечених зразків після витримки при 1450 °С 2 год (а), 4 год (б), 6 год (в)

В матриці α -Al₂O₃ розташовано порожнини, що вміщують дрібні округлі зерна мінералізатору, розмір яких зменшується майже у 2 рази при збільшенні терміну витримки від 2 год до 4 год, а пористість між ними збільшується (рис. 2,а,б). Підвищення терміну витримки до 6 год призводить до закриття цих порожнин зернами α -Al₂O₃ (рис. 2,в). Зерна α -Al₂O₃ набувають округлої (діаметром до 1 – 3 мкм) або витягнутої (завдовжки до 3 мкм) форми. Біла фаза – це зерна YSZ.

В залежності від терміну витримки зразків при температурі спікання, твердість за Вікерсом (при навантаженні 30 кг) змінювалась від 6,6 ГПа до 8,6 ГПа, а K_{Ic} від 6,5 МПА $\cdot$ м^{0,5} до 7 МПА $\cdot$ м^{0,5}.

Таким чином, використання комплексного мінералізатору сприяє зниженню температури спікання та підвищенню критичного коефіцієнту в'язкості руйнування (K_{Ic}) без зміни фазового складу кераміки на основі α -Al₂O₃. Одержані результати буде використано при мікроструктурному проектуванні конструкційної кераміки різноманітного призначення.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

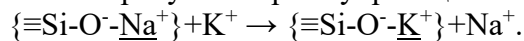
1. Entropy-stabilized oxides / Ch.Rost, E. Sachet, T. Borman, A. Moballegh, El. C. Dickey, D. Hou, J. L. Jones, S. Curtarolo, M. Jon-Paul // [Nature Communications](#). – 2015. – Vol. 6. – P. 8485. DOI: [10.1038/ncomms9485](https://doi.org/10.1038/ncomms9485).
2. A step forward from high-entropy ceramics to compositionally complex ceramics: a new perspective. /Wright, A. J., Luo, J. // J Mater. – 2020. – Sci 55. – P. 9812–9827. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04583-w>.
3. A state-of-the-art review on alumina toughened zirconia ceramic composites / Abbas M. K. G., Ramesh S., Tasfy S. F. H., Sara Lee K. Y.// Materials Today Communications. – 2023. – Vol.37. – P. 106964 <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.106964>
4. Effect of Heat Treatment of the Starting Powders on the Consolidation of Zirconia-Toughened Alumina Composites. /[Dudnik O. V.](#), [Smirnova-Zamkova M. Yu.](#), [Marek I. O.](#), [Redko V. P.](#), [Khomenko O. I.](#), [Gerashchenko V. V.](#), [Mosina T. V.](#), [Ruban O.R.](#)// Powder. Metall. Met. Ceram. – 2024. – Vol. 63. – P. 173–183. <https://doi.org/10.1007/s11106-025-00449-5>

ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНОЇ МІЦНОСТІ ФЛОАТ-СКЛА МЕТОДОМ ІОННОГО ОБМІНУ

Жданюк Н.В., Трунова В.В.

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
zhdanyukn.kpi@gmail.com

Модифікація поверхні скла дозволяє покращити його фізичні, фізико-хімічні та хімічні властивості. Поверхня скла під дією атмосферних явищ може зміни руйнуватися. Так, вода, що конденсується на поверхні, викликає вилугування, руйнує кремній-кисневі зв'язки та підвищує її пористість. Модифікація поверхні низькомолекулярними реагентами може створити захисний шар, змінюючи функціональні характеристики скла, такі як енергозбереження, сонцезахист, колір, міцність та хімічна стійкість. Підвищити міцність скла можна шляхом створення залишкових стискаючих напружень у поверхневому шарі [1, с. 45]. Заміна у поверхневому шарі скла лужного іона меншого радіуса (Na^+ з радіусом 0,098 нм) на більший лужний іон (K^+ з радіусом 0,133 нм), шляхом нанесення розплаву нітрату калію на поверхню скла нижче температури розм'якшення скла (T_g). Таким чином, на поверхні скла утворюються стискаючі напруження за рахунок перебігу реакції:



Іонообмінні напруження, розподілені у вузькій зоні поверхні при істотно низьких центральних розтягуючих напруженнях, що запобігає спонтанному руйнуванню матеріалу під час зберігання, механічної обробки або експлуатації [2, с. 230].

Нами було проведено серію експериментів із зразками флоат-скла за температур 380, 420 та 460 °С, час витримки складав 2, 4, 6 та 8 годин. Розміри зразків скла: довжина – 60 мм, ширина – 20 мм, висота – 3 мм. Початкова маса зразків складала $25\pm 0,1$ г. T_g досліджуваного скла складає 570 °С.

Попередньо стекла очищали за допомогою ультразвуку. Дослідження зміни маси зразків показало, що за температури 380 °С відносне збільшення маси зразків через 2 години становило (мас. %) $4,56\cdot 10^{-5}$, через 4 години – $7,93\cdot 10^{-5}$, через 6 годин – $9,95\cdot 10^{-5}$, а через 8 годин – $11,10\cdot 10^{-5}$. Це дозволило розрахувати товщину уявного модифікованого шару та вивчити динаміку його зростання від часу іонного обміну. Товщина уявного модифікованого шару асимптотично наближується до 3 мкм. З підвищенням температури обробки до 460 °С та часу витримки, маса зразків та товщина модифікованого шару збільшуються і сягає десятки мікрон.

Для апробації ефекту зміцнення скла методом іонного обміну були проведені дослідження мікротвердості, міцності на згин та ударну в'язкість. Для еталонних зразків отримані значення варіюють в дуже широких межах: майже від 52 до 128 МПа. Згідно з результатами статистичного аналізу, проведеного на основі розподілу Гаусса, найбільш вірогідне значення міцності на згин становить 78 МПа. Для порівняння зміни механічних властивостей було досліджено зразки скла, що пройшли іонне зміцнення в розплаві KNO_3 за температури 380 °С протягом 4 годин. Міцність на згин становила 142 МПа, ударна в'язкість підвищилася з 0,31 до 0,82 Дж/см², а мікротвердість з 3,9 до 8,2 ГПа.

Таким чином, формування високих стискаючих напружень на поверхні скла в процесі обробки в розплаві KNO_3 в інтервалі температур 380-480 °С забезпечує значне підвищення міцності матеріалу і може бути використана при зміцненні тонких стекол та скловиробів складної конфігурації.

Література:

Shcherban, V., Zhdanyuk, N., & Plemmyannikov, M. (2020). Study of the dynamics of stress formation in glass during a thermal hardening. *Technology audit and production reserves*, 6(1), 56, 45-48. DOI: 10.15587/2706-5448.2020.220535

Gridi, O., Hamidouche, Z. M., Kermel, C., & Leriche, A. (2022). Mechanical and sandblasting erosion resistance characterization of chemical strengthened float glass. Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, 61(3), 229-240. DOI: 10.1016/j.bsecv.2020.11.004

ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ 800Н, СИНТЕЗОВАНОГО КОМБІНОВАНИМИ ПРОЦЕСАМИ

Жигуц Ю.Ю., *д.т.н., проф., зав. кафедри технології машинобудування ДВНЗ «УжНУ»*,
Рудь В.Д., *д.т.н., проф., Луцький національний техн. університет*,
Курітник І.П., *д.т.н., проф., Малопольська державна академія ім. В. Пileцького в Освенцимі*,
Легета Я.П., *ст. викладач кафедри ДВНЗ «УжНУ»*,
Крайній І.І., *ст. викладач кафедри ДВНЗ «УжНУ»*

Вступ. Аналіз патентних і літературних даних показав, що розв'язання задачі про розповсюдження теплових коливань у коаксіальному циліндрі без урахування випромінювання з бічної поверхні призводить до певних співвідношень для амплітуди температурних коливань і різниці фаз на зовнішній поверхні зразка (при використанні безінерційного нагрівання внутрішньої поверхні). Знання теплоємності і температуропровідності дає змогу визначити не тільки теплопровідність досліджуваного зразка з сплаву 800Н (UNS N08810) Fe-Cr-Ni, синтезованого металотермічним способом), але і розв'язати задачу про розповсюдження теплових коливань у коаксіальному циліндрі без урахування випромінювання з бічної поверхні призводить до певних співвідношень для амплітуди температурних коливань і різниці фаз на зовнішній поверхні зразка (при використанні безінерційного нагрівання внутрішньої поверхні) [1]. Знання теплоємності і температуропровідності дає змогу визначити як ці величини пов'язані між собою і з'ясувати та перевірити основні положення, що визначають структуру рідкого розплаву. Очевидно, що ці величини пов'язані між собою і це, в свою чергу, надає інформацію для з'ясування і перевірки основних положення структури рідкого розплаву.

Мета і задачі дослідження. Під час дослідження можливостей створення сплавів синтезом матеріалів металотермічними реакціями необхідно розробити комплексну технологію синтезу металотермією зразка, а також дослідити його механічні та службові властивості.

Крім цього задачею є дослідження рідкого стану розплавів і твердого кристалізованого стану, а саме температуропровідності та теплоємності сплаву 800Н (UNS N08810) Fe-Cr-Ni при різних температурах. Для цього потрібно встановити склад шихт на основі металотермічного синтезу матеріалів із створенням відповідних деталей типу вал-шестерні на основі розроблення технології.

Теоретична частина. Вивчення теплових властивостей твердих і рідких металів і сплавів за високих температур представляє великий науковий інтерес і має важливе значення для практики. Для цього був застосований метод радіальних температурних хвиль.

Основна перевага методу радіальних температурних хвиль (як і інших методів, що використовують регулярний режим третього роду) в порівнянні з іншими методами в тому, що він дає набагато більше інформації, що дозволяє використовувати різноманітні способи вимірювання основних теплових властивостей, здійснювати методи вимірювання, що допускають контроль результатів експерименту шляхом зіставлення даних, отриманих під час використання різних джерел інформації, здійснювати комплексні методи вимірів, тобто. методи, що дозволяють визначати основні теплові системи, в тому самому експерименті. Важливою перевагою цього методу є та обставина, що роль теплообміну випромінюванням може бути зведена до введення малих поплавців при вимірі в інтервалі температур аж до 2000 К. Відзначимо також короткочасність виміру (період коливання температури для металевих зразків зазвичай становить кілька секунд). Нарешті до істотних переваг аналізованого методу відноситься та обставина, що результати експерименту виявляються фактично повтореними стільки разів, скільки періодів коливань реєструється [1].

Цей метод ґрунтується на використанні регулярного режиму, тобто такого теплового режиму, при якому температура не залежить від початкового розподілу [2, 3].

Аналіз похибок дослідження. При виведенні співвідношень між теплоємністю і теплопровідністю не враховувалося роль теплових втрат за рахунок випромінювання із зовнішньої поверхні зразка. Детальний розгляд цього питання показує, що при виконанні умови формули критерія Біо описана в роботах [2, 3] для поправок до амплітуд і фаз у точці, розташованій на зовнішній поверхні зразка мають місце співвідношення в експериментах, поправочні множники ψ_1 та ψ_2 значення яких менше одиниці. Таким чином, виправлення на теплообмін не перевищує величини B_i . Для теплообміну випромінюванням в інтервалі температур до 1600 К поправка на теплообмін не перевищує кількох відсотків, а похибка, що вноситься за рахунок її, не більше одного-двох відсотків.

Роль кінцівки довжини досліджуваного зразка (тобто вплив тепловідведення з торцевих поверхонь циліндра) проаналізована в роботі [3], де показано, що при довжині циліндра втричі перевищує діаметр похибка вимірювання амплітуд і фаз не перевищує 0,5%.

Одна з суттєвих похибок пов'язана з неточністю визначення радіусі зразків R_1 та R_2 . Невизначеність вимірювання радіусу $\sim 0,05$ мм. Похибка експерименту внаслідок цього $\sim 5\%$.

При роботі з рідким сплавом необхідно вносити виправлення пов'язані з роллю стінки тигля. Розрахунок цієї поправки зроблено в [3]. У нашому експерименті величина поправок до амплітуди та фази знаходиться у межах 3-6%; похибка внаслідок неточності введення цієї поправки не перевищує 1%. Таким чином, похибка вимірювання температуропровідності складається в основному з похибки визначення радіусів циліндра 5%; похибки визначення різниці фаз приблизно 1,5-2%; похибки введення поправок на тепловідведення з бічної поверхні 1%, з торців 0,5% і на стінці тигля 1%. Сумарна похибка вимірювання температуропровідності становить 8%.

Максимальна похибка визначення теплоємності складається в основному з похибки визначення амплітуди пульсації температури 4-5%, похибки визначення потужності, що вноситься у зразок $\sim 1\%$ і похибки внесення поправок на тепловідведення: з бічної поверхні (1%), тепловідведення з торців ($\sim 0,5\%$), стінки тигля ($\sim 0,5\%$) на температуропровідність, тобто сумарна похибка – 8-9%.

Експериментальна частина. Обробка одержаних осцилограм проводиться методами гармонійного аналізу - зазвичай методом 12 ординат. У тих випадках, коли форма зареєстрованих коливань температури на зовнішній поверхні образна виявляється близькою до синусоїди, при обробці осцилограм можна використовувати метод 4 ординат. Результати вимірювань температуропровідності та теплоємності, а також визначення теплопровідності представлені у табл. 1. Відхилення результатів окремих вимірювань від усереднених значень температуропровідності в межах однієї серії вимірювань становить 5-6%, що узгоджується з оцінками випадкових похибок. Розкид окремих значень від усередненої величини теплоємності також узгоджується з оцінками похибок.

Таблиця 1

Теплові властивості 800H (UNS N08810) Fe-Cr-Ni¹

T, K	1243	1352	1520	1523	1669
$C_p \cdot \rho$, кал/см ³ ·К	1,32	1,41	1,55	-	1,20
a , см ² /с	0,046	0,051	0,054	-	0,05
λ , Вт/(см·К)	0,19	0,30	0,35	0,33	0,25

¹T=1578 K, $\lambda = 0,403$ Вт/см.

Як зазначалося в раніше, для визначення температуропровідності досліджуваного зразка необхідне знання різниці фаз між коливаннями температури та потужності електронного нагріву. У зв'язку з цим були досліджені фазові спотворення сигналу системою реєстрування, для чого вивчена фазово-частотна характеристика підсилювача. З генератора прямокутний сигнал подавався на вхід підсилювача та на шлейфовий осцилограф. З виходу підсилювача

сигнал подавався на інший шлейф осцилографа. Обробка осцилограма дозволила визначити поправку на фазові спотворення сигналу підсилювачем. Градування лампи проводилося за яскравістю в світлі ефективної довжини хвилі $\lambda=0,65$ мк. Для визначення амплітуди фаз зовнішньої поверхні зразка необхідне знання залежності вихідного сигналу фотопомножувача від температури.

Результати вимірювань температуропровідності та теплоємності, а також визначення теплопровідності представлені у табл. 1. Відхилення результатів окремих вимірювань від усереднених значень температуропровідності в межах однієї серії вимірювань становить 3-5%, що узгоджується з оцінками випадкових похибок. Розкид окремих значень від усередненої величини теплоємності також узгоджується з оцінками похибок.

Для сплаву для сплаву 800H (UNS N08810) Fe-Cr-Ni при $T \sim 1600 \dots 1700$ K відповідає $\sim 0,25$ Вт/(см·K).

З аналізу отриманих даних можна дійти висновку, що теплопровідність синтезованого металотермією сплаву 800H при плавленні зменшується приблизно в 1,5 рази, а об'ємна теплоємність мало змінюється, що узгоджується з поведінкою цих характеристик для чистих металів.

Висновки. Виміряно температуропровідність, теплопровідність та теплоємність сплаву 800H (UNS N08810) Fe-Cr-Ni при $T \sim 1600-1700$ K та встановлено теплопровідність $\sim 0,25$ Вт/(см·K). Встановлено, що теплопровідність сплаву 800H (UNS N08810) Fe-Cr-Ni при плавленні зменшується у 1,5 рази, а теплоємність практично не змінюється.

Список використаних джерел

1. Жигуц Ю. Ю., Лазар В. Ф. Технології отримання та особливості сплавів синтезованих комбінованими процесами (монографія). - Ужгород: Видавництво «Інватор», 2014. – 388 с.
2. Zhiguts Yu., Kozar O. New technologies synthesis of special cast irons for high temperatures. Actual problems of modern science. Monograph: edited by Matiukh S., Skyba M., Musial J., Polishchuk O. – 2021. – P. 708-714.
3. Zhiguts Y., Mamalyga M. Combined strengthening processing of material surfaces. The 10th International scientific and practical conference “Computer integrated technologies of automation of technological processes” (November 05 – 08, 2024). Hamburg, Germany. International Science Group. 2024. P. 333-335.

ПЕРСПЕКТИВИ ПОКРАЩЕННЯ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ ЗА ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР, ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ ЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ ZrO_2

Зайчук Н.П.¹, к.т.н., доцент, доцент кафедри матеріалознавства (ORCID iD: 0000-0001-6258-4820, +380951939832, n.zaichuk@lntu.edu.ua),

Уманський О.П.², д.т.н., професор, завідувач відділу матеріалознавства та інженерії високостійких поверхневих шарів (ORCID iD: 0000-0003-3629-7224, e-mail: allenum5663@gmail.com),

Шимчук С.П.¹, к.т.н., доцент, доцент кафедри галузевого машинобудування (ORCID iD: 0000-0002-1293-560X, e-mail: s.shymchuk@lntu.edu.ua),

І Луцький національний технічний університет;

ІІПМ ім. І.М. Францевича НАН України

Останні десятиліття дослідження у галузі цирконієвих сплавів, зокрема їх легування нікелем, посідають провідне місце серед тематики прикладного матеріалознавства в Україні та світі. Розроблення захисних покриттів, здатних витримувати екстремальні термічні та корозійні умови, залишається ключовим напрямом у галузі інженерії матеріалів для високотемпературного застосування. Одним з найбільш перспективних матеріалів для таких цілей є діоксид цирконію (ZrO_2), що характеризується високою термічною стабільністю, низькою теплопровідністю та стійкістю до окиснення. Водночас його механічна стабільність і фазові перетворення за підвищених температур мають певні недоліки. Останні досягнення, спрямовані на легування ZrO_2 такими елементами, як нікель (Ni), кальцій (Ca) та рідкісноземельними металами є важливим кроком для коригування його структурних і функціональних властивостей. Окремі модифікації можуть істотно підвищити довговічність і ефективність роботи вузлів, які експлуатуються в авіації, енергетиці та хімічній промисловості.

ZrO_2 існує у кількох поліморфних формах, де моноклінна фаза є стабільною при кімнатній температурі, а тетрагональна та кубічна – стабілізуються при високих температурах або шляхом легування. Додавання іонів Ca^{2+} сприяє стабілізації тетрагональної та кубічної фаз, що, у свою чергу, покращує термічну стабільність і тріщиностійкість [1]. Включення Ni у матрицю ZrO_2 покращує корозійну стійкість і механічні властивості, особливо при нанесенні за допомогою електроосадження або термічного напilenня [2, 3].

Численні дослідження підтвердили позитивний вплив легуючих елементів на рухливість меж зерен, опір спіканню та пригнічення небажаних фазових перетворень. Дослідники також зазначають синергетичний ефект від застосування кількох легуючих добавок для досягнення оптимального балансу термічних, механічних та хімічних властивостей [4].

Одним із найпоширеніших методів нанесення покриттів на основі ZrO_2 є атмосферне плазмове напilenня (АПН), що дозволяє формувати товсті, адгезійно-міцні шари, придатні для теплозахисних бар'єрів. Проте така технологія може спричинити пористість і мікротріщини, що негативно впливають на довговічність. Альтернативою є методи фізичного осаження з парової фази (ОПФ), які забезпечують щільнішу мікроструктуру, однак потребують дорогого вакуумного обладнання і є менш придатними для деталей складної геометрії [5].

Автокаталітичне нанесення і електроосадження зарекомендували себе як економічно ефективні альтернативи для створення Ni- ZrO_2 композиційних покриттів із точним контролем мікроструктури та розподілу легуючих елементів. Такі методи особливо придатні для складних поверхонь, але вимагають ретельного контролю хімічного складу ванн [2].

Останні інновації включають градієнтні функціональні покриття (ГФП), у яких концентрація легуючих елементів змінюється по товщині шару, що дозволяє формувати керовані термічні градієнти та знижувати напруження на межах з'єднання. Ni- ZrO_2 ГПФ

продемонстрували високу ефективність при циклічному термічному навантаженні до 800 °C [3]. Також покриття на основі Ca-ZrO₂ показали підвищену фазову стабільність при температурах понад 1000 °C, що робить їх придатними для використання у турбінах та камерах згоряння [1].

Активно розвивається напрям електроіскрового легування з використанням електродів на основі Ni, що дозволяє зміцнювати поверхні цирконієвих сплавів та підвищувати їх стійкість до зношування та окиснення. Вплив ультразвукового супроводу у цьому процесі сприяє інтенсифікації структуроутворення та зменшенню пористості покриттів, що є важливим для компонентів, які зазнають термомеханічних навантажень [4].

Практичне застосування таких покриттів доводить їхню ефективність. Наприклад, лопатки турбін у газотурбінних двигунах зазвичай захищаються за допомогою стабілізованого ітрієм діоксиду цирконію, а сучасні дослідження свідчать, що додаткове легування Ca та Ni розширює експлуатаційні межі за рахунок підвищеної стійкості до корозії і термічних шоків [5, 7, 8]. Крім того, покриття Ni-ZrO₂ на котельному обладнанні та випускних клапанах двигунів внутрішнього згоряння демонструють збільшення строку служби завдяки високій термостійкості до окиснення [2].

Інтеграція легуючих елементів, таких як Ni та Ca, у структуру покриттів на основі ZrO₂ є ефективним напрямом підвищення термічної, механічної та хімічної стабільності вузлів, що експлуатуються за високих температур. Кожен з методів нанесення має свої переваги та обмеження, тому вибір технології повинен відповідати конкретним вимогам до застосування, геометрії деталі та умов експлуатації. Подальші дослідження у сфері багатокомпонентного легування та функціональних градієнтних покриттів відкривають перспективи створення нового покоління зносостійких та термостійких поверхонь, залишаються перспективним напрямом розвитку високотемпературного матеріалознавства.

Список літератури

1. Zhang, X., & Wu, H. (2018). Improvement of Thermal Stability of ZrO₂-SiO₂ Aerogel Modified by Ca(II) Cations. *Solid State Phenomena*, 281, 105-110. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.281.105>
2. Natarajan, R., & Ramakrishnan, P. (2011). High-Temperature Oxidation Resistance of Electroless Ni-P-ZrO₂ Composite Coatings. *Materials Science Forum*, 686, 569-572. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.686.569>
3. Lu, W., Zhang, J., & Xu, H. (2020). Nano-Grain Ni/ZrO₂ Functional Gradient Coating Fabricated by Double Pulses Electrodeposition with Enhanced High Temperature Corrosion Performance. *Coatings*, 10(4), 332. <https://doi.org/10.3390/coatings10040332>
4. Бугасєв, В.П., Сидоренко, О.Г. (2011). Вплив ультразвуку на електроіскрове легування цирконієвих сплавів нікелем. *Проблеми матеріалознавства*, (4), 47–53. <https://nrat.ukrintei.ua/searchdoc/0111U004973>
5. Zhang, L., et al. (2020). Hot Corrosion Behavior of ZrO₂-9.5Y₂O₃-5.6Yb₂O₃-5.2Gd₂O₃ TBCs in CMAS Environment. *International Journal of Ceramic Engineering & Science*, 2(6), 239–247. <https://doi.org/10.1002/ces2.10072>
6. Pawlowski, L. (2008). *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings*. John Wiley & Sons.
7. Li, M., et al. (2023). Evaluation on the Microstructure and Thermal Infrared Emissivity of Ca²⁺-Doped Ytterbium Chromate Coating. *Applied Surface Science*, 610, 155531. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2022.155531>
8. Umanskyi, O., Zaichuk, N., Shymchuk, S., Kostunik, R., Terentiev, O. (2025). Ensuring Heat Resistance of Aviation Materials Using Protective Coatings Based on ZrO₂. In: Tonkonogyi, V., Ivanov, V., Trojanowska, J., Oborskyi, G. (eds) *Advanced Manufacturing Processes VI. Interpartner 2024. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-82746-4_42

ПОВЕРХНЕВІ ВЛАСТИВОСТІ СИНТЕТИЧНИХ АЛМАЗНИХ ШЛІФПОРОШКІВ МАРКИ AC250 РІЗНИХ ЗЕРНИСТОСТЕЙ

Ільницька Г.Д., к.т.н., зав. лабораторії технології дисперсних надтвердих матеріалів,
Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна,
e-mail: gil-ism@ukr.net

Діюк В.Є., к.х.н., доцент кафедри фізичної хімії, Київський національний університет
імені Тараса Шевченка, Київ, Україна

Логінова О.Б., д.х.н., пров. н.с. відділу фізико-хімічних основ формування надтвердих та
наноструктурних матеріалів процесів синтезу, Інститут надтвердих матеріалів
ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна

Лавріненко В.І., д.т.н., зав. відділу алмазно-абразивної та фізико-технічної обробки,
Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна

Смоквина В.В., с.н.с., к.т.н. відділу алмазно-абразивної та фізико-технічної обробки,
Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна

Зайцева І.М., к.т.н. лабораторії технології дисперсних надтвердих матеріалів, Інститут
надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна

Тимошенко В.В., к.т.н. лабораторії технології дисперсних надтвердих матеріалів,
Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна

В машинобудуванні при масовому виробництві деталей машин все більшого поширення набуває прецизійне врізне шліфування, що забезпечує високопродуктивну і якісну обробку деталей складної форми, в тому числі з важкооброблюваних матеріалів, високу точність і стабільність якості оброблюваних виробів. При здійсненні такої обробки велике значення має застосування алмазного інструменту (правлячих роликів). В даний час накопичено чималий досвід конструювання і виготовленняправлячих роликів, які оснащені шліфпорошками синтетичного алмазу. В результаті вдосконалення процесу синтезу деякими провідними зарубіжними фірмами отримані алмази з дуже високою міцністю, з яких можуть бути виготовлені високоміцні порошки синтетичного алмазу марок AC200 – AC400.

При вирощуванні алмазних кристалів у різних ростових середовищах в залежності від умов зростання та після їх вилучення, обробки, сортування утворюються кристали з різним ступенем дефектності з поверхнею граней від атомно-гладких до дефектних. Дефекти поверхні значною мірою впливають на характеристики міцності кристалів та працездатність будь-якого алмазовмісного інструменту.

Дослідження проводили на високоміцних алмазних шліфпорошках марки AC250 зернистості 630/500 і 500/400.

Для кожної окремої зернистості визначали фізико-механічні характеристики: міцність, як показник міцності при статичному стисненні (Р, Н); методом Фарадея оцінювали питому магнітну сприйнятливості χ (м³/кг). За величиною вільної енергії насичення водою 1 г порошку оцінювали гідрофільність (ΔC_s , Дж/моль-г).

Дослідження поверхні порошків алмазу проводили класичним методом адсорбції газів при низьких температурах відповідно до принципу БЕТ за допомогою газоадсорбційного аналізатора NOVA 2200 (Quantachrome, USA) і Accusorb 2100 (Культронікс), які призначені для вимірювання пористості, питомої площі поверхні, радіусу пор та ін. Принцип дії – статичний манометричний метод.

Результати вимірювання приведені в таблицях 1 та 2.

Як впливає з табл.1, шліфпорошки алмазу зернистостей 630/500 і 500/400 за міцністю відрізняються між собою в 1,4 рази, що відповідає діапазону марки AC250 до цих зернистостей. Результати досліджень показали, що питома магнітна сприйнятливості шліфпорошків алмазу зернистості 630/500 в 1,5 разів більше, ніж питома магнітна

сприйнятливості алмазів зернистості 500/400. Величина гідрофільності поверхні алмазів зернистості 630/500 приблизно в 1,3 рази більше, ніж гідрофільність алмазів зернистості 500/400.

Таблиця 1. Фізико-механічні характеристики шліфпорошків синтетичного алмазу марки AC250 різних зернистостей

Зернистість, мкм	Найменування показників			
	Середній діаметр частинок, дср., мкм	Міцність, Н	Питома магнітна сприйнятливості, $\chi \cdot 10^{-8}$, м ³ /кг	Гідрофільність, ΔC_s , Дж/моль-г
630/500	565	520	3,8	0,48
500/400	450	395	2,5	0,38

Результати вимірювання поверхневих характеристик алмазів марки AC250 різних зернистостей наведені в таблиці 2.

Таблиця 2. Поверхневі характеристики шліфпорошків синтетичного алмазу марки AC250 різних зернистостей

Зернистість, мкм	Найменування показників			
	Середній діаметр частинок, дср., мкм	Питома площа поверхні, $S_{\text{БЕТ}}$, м ² /г	Об'єм пор 10^4 , V , мл/г	Середній радіус пор, R , Å
630/500	565	0,21	1,99	18,65
500/400	450	0,18	1,75	19,31

За результатами табл. 2 випливає, що шліфпорошки синтетичного алмазу марки AC250 зернистостей 630/500 і 500/400 характеризуються невеликою питомою поверхнею приблизно 0,21 та 0,18 м²/г та малим об'ємом пор (1,99 і 1,75) $\cdot 10^{-4}$ мл/г, хоча питома поверхня і об'єм пор зерен алмазу зернистості 500/400 трохи менше. Однак на основі ізотерм адсорбції азоту можна стверджувати, що дані шліфпорошки алмазу мають поверхню близьку до геометричної (менше 1 м²/г) тобто містять дуже малу кількість пор. Досліджені шліфпорошки алмазу не містять мікропори, що пояснює малі значення їхньої питомої поверхні. Для алмазів марки AC250, незалежно від зернистості, на кривих розподілення пор за розмірами спостерігається уширений максимум з центром при 1,57 нм (напівширина пори).

Деякі відмінності в структурно-сорбційних параметрах шліфпорошків алмазу марки AC250 зернистостей 630/500 і 500/400, ймовірно, пов'язані з різною будовою поверхневого шару і наявності домішок і дефектів.

БІОФУНКЦІОНАЛІЗОВАНІ ПОКРИТТЯ НА ТИТАНОВИХ СПЛАВАХ ПЛАЗМОЕЛЕКТРОЛІТНОЮ ОБРОБКОЮ

Імбірович Н.Ю. *д.т.н, проф. кафедри матеріалознавства, n.imbirovych@lntu.edu.ua*

Повстяной О.Ю. *д.т.н., проф., завідувач кафедри автоматизації та комп'ютерно-інтегрованих технологій, povstjanoy@ukr.net*

Ткачук В.В., *PhD-студент, аспірант кафедри матеріалознавства
v.tkachuk@lntu.edu.ua*

Боярський М.М., *PhD-студент, аспірант кафедри матеріалознавства,
i.boiarska@lntu.edu.ua*

Луцький національний технічний університет, Луцьк, Україна

Одним із перспективних напрямків сучасного матеріалознавства є пошук методів покращення біосумісних властивостей металів, що використовуються в імплантології, які дозволять зменшити відсоток відторгнення імплантатів живим організмом. Тому актуальним є використання методів обробки для зміни стану поверхні металів за рахунок модифікації поверхні, до яких належить метод плазмоелектролітичного оксидування (ПЕО). Основною метою цієї роботи є розробка технологічного процесу отримання покриттів з вищою біосумісністю порівняно з основним металом завдяки введенню до складу покриття природних компонентів.

Титанові сплави використовуються для зрощування переломів, а також для протезування колінного, кульшового та плечового суглобів. Висока зумовлена здатністю титану утворювати на своїй поверхні захисний оксидний шар за частки секунди, завдяки чому він не кородує та не вивільняє вільні іони металів, які можуть спричинити патологічні процеси навколо імплантату, а тканини, що оточують протез, залишаються вільними від іонів металів [1]. ПЕО-покриття на титанових сплавах характеризується високою біоактивністю та біосумісністю [2]. Однак, Ю. Гу та ін. [3] зазначають, що основними недоліками титанових сплавів є погана оброблюваність, високий коефіцієнт тертя, відносно низький модуль пружності, а для імплантології – стійкість до крайової корозії, низька хімічна активність та низька адгезія. Ці факти можуть призвести до резорбції кістки навколо них. Ефективним методом запобігання цьому ефекту є попереднє нанесення бактерицидного шару на поверхню матеріалу.

Дж. Чжоу та ін. [4] вказують на можливе вирішення цієї проблеми – модифікацію поверхні, що покращує остеointegraцію імплантатів або зменшує бактеріальну інфекцію. Враховуючи вищезазначене, перспективним є використання композицій з антимікробними властивостями. Метод ПЕО останнім часом розглядають, як можливий засіб покращення характеристик поверхні легких сплавів [5]. Виявлено, що титанові покриття, синтезовані в плазмі іскрових розрядів в середовищі лужного електроліту з додаванням діатоміту з концентрацією 20 г/л утворюються з високою шорсткістю, яка перевищує її значення для покриттів, синтезованих в електроліті без діатоміту у 3-4 рази, при цьому їх пористість підвищується в 1,9.

У даній роботі було досліджено елементний склад покриттів, отриманих на поверхні титанових сплавів марки Grade-5, було використано комбінацію SEM та EDS. За допомогою SEM-аналізу було отримано якісне зображення покриттів. Метою використаного EDS було дослідження складу покриттів, синтезованих у різних електролітах, таких як: 20 г/л КОН + 20 г/л рідкого скла + 20 г/л пірофосфату натрію + 20 г/л поліфосфату натрію + 20 г/л діатоміту, 5 г/л КОН + 5 г/л рідкого скла + 5 г/л пірофосфату натрію + 5 г/л поліфосфату натрію + 5 г/л гідроксиапатиту та 5 г/л КОН + 5 г/л рідкого скла + 5 г/л пірофосфату натрію + 5 г/л поліфосфату натрію. Густина анодного струму до катодного (I_a/I_c) дорівнювала 5/5 А/дм². Час процесу ПЕО становив 10 хвилин.

Хімічний склад покриття, створеного плазмохімічними реакціями, має вирішальне значення для гарантування його біосумісності. Це залежить від основи, на якій синтезується покриття, марки сплаву та компонентів електроліту. Для розробки покриттів, що характеризуються високою біосумісністю, необхідною умовою є те, щоб склад покриттів був максимально наближеним до кістки. Кістка складається з мінералів, органічних речовин та води (рис. 1), тому робочі електроліти були насичені фосфатами та солями кальцію.

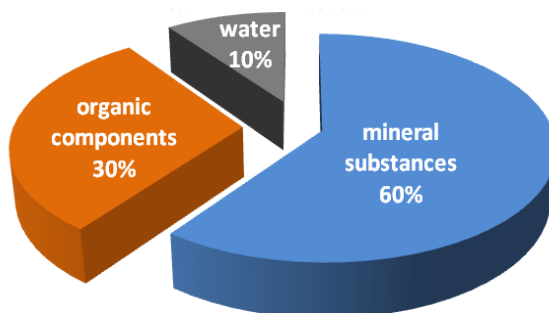


Рисунок 1 – Компоненти, з яких складається кістка

Для встановлення біосумісності покриттів використовується співвідношення Ca/P, яке в гідроксилапатиті $\text{Ca}_5[\text{OH}(\text{PO}_4)_3]$ (основний компонент) становить 1,67. В результаті ПЕО на титановому сплаві утворюються покриття, які містять

Порівнюючи кількість кальцію в електроліті з кількістю калію, було визначено значення 1,9, що являє собою більшу частку іонів калію. Однак елементний аналіз показав, що покриття містить у 16 разів більше іонів кальцію, ніж калію, що пояснюється вищою розчинністю КОН у воді. У свою чергу, іони Ca важчі та менш розчинні у воді, і тому, перебуваючи в прикордонній області, вони впроваджуються в поверхню, тим самим модифікуючи її. Дослідження фазування процесу ПЕО встановили, що система, яка не містить гідроксиду кальцію, а складається лише з КОН та рідкого скла у ваговому еквіваленті 5 г/л кожного, потребує напруги приблизно 40 В для забезпечення процесу стабільного синтезу поверхневого оксидного шару титанового сплаву, тоді як для забезпечення синтезу біопокриття в електроліті, що містить КОН, силікат натрію (рідке скло) та $\text{Ca}(\text{OH})_2$ відповідно 5 г/л, системі потрібне збільшення робочої напруги, яка забезпечує рівномірний ріст оксиду на поверхні, до значення 140 В, що в 100 разів більше, ніж синтез покриття в електроліті з меншою концентрацією.

Згідно з розрахунками кількості іонів натрію в електроліті, було виявлено наступне: іони натрію містяться в рідкому склі, яким є силікат натрію $\text{Na}_2\text{O}(\text{SiO}_2)_n$, пірофосфат натрію та поліфосфат натрію. Отже, $n(\text{Na})$ (рідке скло) = 4,35 моль, $n(\text{Na})$ ($\text{Na}_4\text{P}_2\text{O}_7$) = 1,07 моль, $n(\text{Na})$ ($\text{Na}_6\text{P}_6\text{O}_{18}$) = 1,45 моль. Його загальна кількість у робочому електроліті становить 6,87 моль. У той час як покриття з іонів натрію містить лише 2,38 ат.%. Натрій досить добре розчиняється у воді. Однак, порівнюючи отримані значення кількості таких компонентів в електроліті та в покритті, як калій та натрій, можна зазначити, що калію в покритті в 5 разів менше, ніж в електроліті, а кількість натрію, осадженого на модифікованій поверхні методом ПЕО, майже втричі менша. З отриманих результатів було встановлено, що синтезоване покриття містить переважно оксиди, які при взаємодії з титановою матрицею утворюють TiO_2 у різних кристалічних модифікаціях. Отримана кераміка на основі титану також містить достатню кількість кальцію та фосфору, співвідношення яких (Ca/P) у покритті залежно від складу електроліту становить 1,21 ... 1,57.

Висновки. З аналізу вмісту ПЕО-покриттів, синтезованих у трьох різних електролітах, вдалося визначити, що додавання діатоміту до електроліту забезпечує високорозвинену

поверхню та позитивно впливає на склад отриманого покриття. З урахуванням умов сумісності поверхні було розраховано співвідношення Ca/P у всіх синтезованих покриттях. Отримані результати показують, що введення гідроксиапатиту до складу електроліту дозволяє збільшити таке співвідношення зі значення 1,21, яке встановлено для покриття, синтезованого в електроліті без гідроксиапатиту, до значення 1,28. Збільшення концентрації електроліту та додавання діатоміту замість гідроксиапатиту призводить до збільшення співвідношення Ca/P до 1,57. Широкий розвиток покриттів, сформованих на титановій основі методом плазмово-електролітичного окислення, було встановлено за допомогою скануючої електронної мікроскопії. В результаті на кінцевих поверхнях покриттів було виявлено значну кількість пор різного розміру.

Тому в подальших дослідженнях важливо визначити розмір цих пор та виявити їх наявність у шарі покриття, а також їх тип. Отримані результати дозволять прогнозувати час остеointegraції синтезованих покриттів методом ПЕО *in vivo*, а поєднання результатів, отриманих у цій роботі, відкриє можливість регулювання ширшого діапазону прогнозованих властивостей біопокриттів на титанових сплавах.

Список використаної літератури

3. Jakubowicz, J. (2020). Special issue: Ti-based biomaterials: Synthesis, properties and applications. *Materials*, 13(7), article number 1696. [doi: 10.3390/ma13071696](https://doi.org/10.3390/ma13071696).
4. Hanawa, T. (2022). Biocompatibility of titanium from the viewpoint of its surface. *Science and Technology of Advanced Materials*, 23(1), 457-472. [doi: 10.1080/14686996.2022.2106156](https://doi.org/10.1080/14686996.2022.2106156).
5. Gu, Y., Ma, A., Jiang, J., Li, H., Song, D., Wu, H., & Yuan, Y. (2018). Simultaneously improving mechanical properties and corrosion resistance of pure Ti by continuous ECAP plus short-duration annealing. *Materials Characterization*, 138, 38-47. [doi: 10.1016/j.matchar.2018.01.050](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.050).
6. Zhou, J., Wang, X., & Zhao, L. (2019). Antibacterial, angiogenic, and osteogenic activities of Ca, P, Co, F, and Sr compound doped titania coatings with different Sr content. *Scientific Reports*, 9, article number 14203. [doi: 10.1038/s41598-019-50496-3](https://doi.org/10.1038/s41598-019-50496-3).
7. Imbirovych, N.Y., Zvirko, O.I., & Kurzydowski, K.J. (2023). Morphology and porosity of titanium alloys surface after plasma-electrolytic oxidation in an alkaline environment with diatomite. *Materials Science*, 58(4).

СУЧАСНІ ПЕРСПЕКТИВИ ПЛАЗМОЕЛЕКТРОЛІТНОГО ОКСИДУВАННЯ ЦИРКОНІЄВИХ СПЛАВІВ

Імбірович Н.Ю. *д.т.н, проф. кафедри матеріалознавства, n.imbirovych@lntu.edu.ua*

Ткачук В.В., *PhD-студент, аспірант кафедри матеріалознавства
v.tkachuk@lntu.edu.ua*

Кичма О.С., *PhD-студент, аспірант кафедри матеріалознавства*

Куц Ю.В., *PhD-студент*

Луцький національний технічний університет, Луцьк, Україна

Плазмові технології отримання захисних покриттів широко використовуються. Серед них особливо перспективним є їх синтез на вентильних металах у плазмі іскрових розрядів у системі метал-електроліт. Покриття має полікристалічну структуру, близьку до кераміки. Особливістю оксидної плівки на металевих вентилях є її уніполярна провідність при контакті з електролітом. Електроліти та методи формування цих покриттів відіграють важливу роль у формуванні непористого, пористого, аморфного або кристалічного оксидного шару.

Оксидокерамічне покриття (ОКП), синтезоване на цирконієвому сплаві Zr - 2,5% Nb, містить найбільш моноклінічну фазу ZrO_2 (96...98%) з параметрами решітки: $a = 5,1459$, $b = 5,2115$, $c = 5,3128$, $\gamma = 99^\circ 22'$. Рентгеноструктурний аналіз також виявив проміжні фази, такі як ZrO (0,5%) та Zr_2O (1,5...3,3%). Вважається, що діоксид цирконію є *n*-напівпровідником, а його структура характеризується наявністю кисневих вакансій. За високих температур (900 ... 1000 °C) ZrO_2 є напівпровідником *p*-типу, а його структура характеризується наявністю іонів кисню заміщення [1, 2]. В роботі досліджено фазовий склад ОКП, отриманих у різних електролітах за різних режимів обробки. Було виявлено, що їхня структура практично однакова. Так, покриття, синтезоване в електроліті 3 г/л КОН + 2 г/л рідкого скла (р.с.) при значеннях струму $I_k/I_a = 1$ та часі обробки $\tau = 20$ хв, складається на 98,4% з моноклінної фази ZrO_2 , 1,4% ZrO та 0,2% Zr_2O . У більш складному електроліті 10 г/л КОН + 15 г/л р.с. + 0,1 г/л GrO_3 + 10 г/л H_2O_2 при $I_k/I_a = 1,5$ та $\tau = 40$ хв утворюється покриття, що містить 96,1% моноклінного оксиду цирконію, 3,3% гомогенної фази ZrO та 0,7% нестехіометричного оксиду Zr_2O . Важливим є те, що сполука ZrO не стійка за температур вище 1200 °C, а вміст цієї фази при нормальному окисленні становить 15,0 – 25,0 ат.%, найбільш стабільним є стехіометричний оксид ZrO_2 , який є основним компонентом цих оксидокерамічних покриттів.

Після аналізу фазового складу ОКП [3, 4] було виявлено, що високі механічні та корозійні властивості оксиду на цирконієвому сплаві забезпечуються високотемпературною фазою ZrO_2 . Відповідно, вищий вміст цієї фази покращує міцнісні властивості покриття. Так, у менш легованих електролітах (3 г/л лугу та 2 г/л р.с.) формуються покриття з високою твердістю та корозійною стійкістю.

Список використаної літератури

1. Imbirovych N.Yu., V.M. Posuvajlo, N.P., Zajchuc, Yu. P. Feshchuc//Electrophysical parameters of the process of synthesis of conversion oxide ceramic coatings on zirconium alloy. 6-th International conference HighMatTech, October (28 - 30 october, 2019) - Kyiv, Ukraine. - 92 P.
2. Y. Zhong, L. Shi, M. Li, F. He, and X. He Characterization and thermal shock behavior of composite ceramic coating doped with ZrO_2 particles on TC4 by micro-arc oxidation, Applied Surface Science V.311, pp. 158–163, (2014).
3. Zheng-yang Li, Mei-yin Zheng, Zhong-bo Yang, Quan-yao Ren, Zhen-bing Cai, Yong-jun Jiao, Characterization and corrosion behavior of plasma electrolytic oxidation coating on zirconium alloy in superheated steam condition, Surface and Coatings Technology, Vol. 466, 2023, 129657, <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129657>.
4. Plasma electrolytic oxidation coatings with particle additions – A review, Surface and Coatings Technology, Vol. 307, Part C, 2016, pp. 1165-1182, <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.08.055>.

НОВЕ В ДОРОЖНІЙ КАРТІ З КОМП'ЮТЕРНОГО ПРОЄКТУВАННЯ ПЕРСПЕКТИВНИХ МАТЕРІАЛІВ

Картузов В.В., Єфімова К.О., Картузов Є.В., Хращевський О.Д.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України

Питання про те, як моделювання властивостей матеріалів може інтегруватися в матеріалознавство загалом, стає дедалі помітнішим. Вплив зростаючої спільноти в галузі моделювання та симуляції є широким: від напівпровідників до металургії, від скла й кераміки до полімерів і композитних матеріалів, а також включає нові методи та нове програмне забезпечення, нові практики та підходи. Шлях від якісної науки до якісної інженерії ґрунтується на проведенні відтворюваних симуляцій, які кількісно пояснюють явища, а також можливість задокументувати рівень довіри до отриманих результатів. Доповідь заснована на аналітичному огляді публікацій, перелік яких наводиться.

Зростаючий акцент на обчислювальному матеріалознавстві як ключовому компоненті інженерного процесу ілюструється такими ініціативами, як Integrated Computational Materials Engineering, Materials Genome Initiative або NASA Vision 2040. У цій ролі моделювання використовується для прийняття рішень, а не для поглиблення розуміння.

Поєднання теорії з високопродуктивними обчисленнями призводить до проведення «обчислювальних експериментів» задля отримання більш реалістичного фундаментального розуміння й дедалі більш кількісних прогнозів поведінки самих матеріалів. Масштабне застосування обчислень дає змогу розробити нові методи, інтегровані в обчислювальні інструменти для вивчення раніше недоступних аспектів експлуатаційної поведінки матеріалів, а також започаткувало міждисциплінарні дослідження, які вирішують складні та багатопланові задачі матеріалознавства на різних масштабах – від атомного до макроскопічного.

Світовим науковим співтовариством пропонуються перспективи досягнень в таких різноманітних дисциплінах, як методи фазового поля для моделювання поведінки на мезомасштабному рівні, ab-initio розрахунки та методи молекулярної динаміки для виведення фундаментальних динамічних процесів на атомному рівні, що визначають реакцію матеріалів на зовнішні чинники, а також міждисциплінарні дослідження, які розв'язують складні задачі матеріалознавства, де явища, що керують, охоплюють різні масштаби поведінки матеріалів і вимагають багатомасштабних підходів.

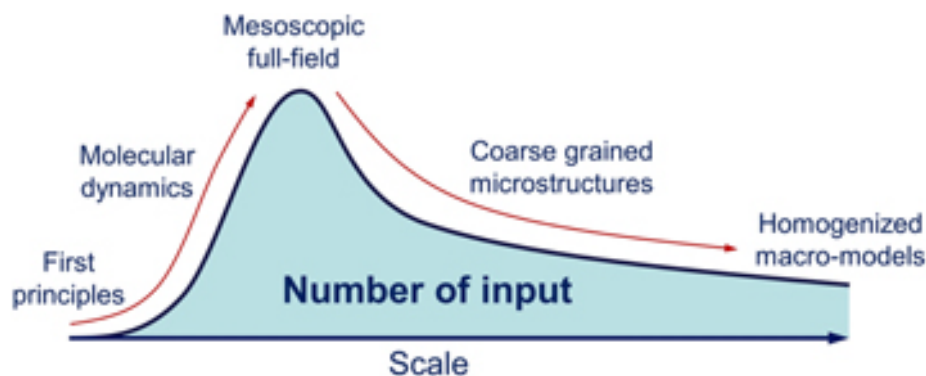


Рисунок 1 - Схема «кількості вхідних даних», необхідних для моделювання матеріалів у різних масштабах

В той час як «розрахунки на основі перших принципів» не потребують жодних вхідних даних, окрім складу матеріалу, його кристалічної структури та зовнішніх умов тиску й температури, моделювання в масштабі суцільного середовища вимагає детального опису всіх властивостей матеріалу, з яким воно працює. Тут «повно польові моделі», зокрема фазове поле, які дозволяють відтворити повну мікроструктуру, потребують максимальної кількості вхідних даних, але й обіцяють найбільше інформації на виході рішення задачі.

Перехід від розуміння фундаментальної поведінки матеріалів до розробки кількісних підходів для пояснення та прогнозування експериментальних спостережень вимагає вдосконалення методів та практик моделювання для забезпечення відтворюваності та надійності, а також інтеграції з обчислювальною екосистемою, яка поєднує розробку нових теорій, інноваційні застосування та дедалі більш інтегровану програмну й апаратну інфраструктуру, що використовує можливості все більш потужніших обчислювальних методів і обладнання.

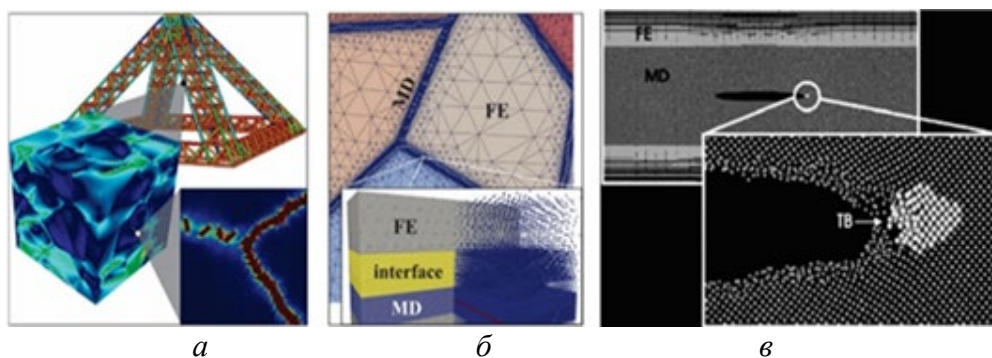


Рисунок 2 - Схематичні приклади: (а) ієрархічного мосту за шкалою із передачею інформації від нижчих до вищих рівнів (за умови розділення масштабів); (б) паралельного мосту масштабу для поєднання молекулярної динаміки та методу скінченних елементів; (в) один із перших прикладів паралельного мосту масштабів

Цей рисунок ілюструє реальний досвід мультимасштабного моделювання, тоді як наступний (рис. 3) відображає майбутнє, до якого прямує комп'ютерне конструювання перспективних матеріалів.

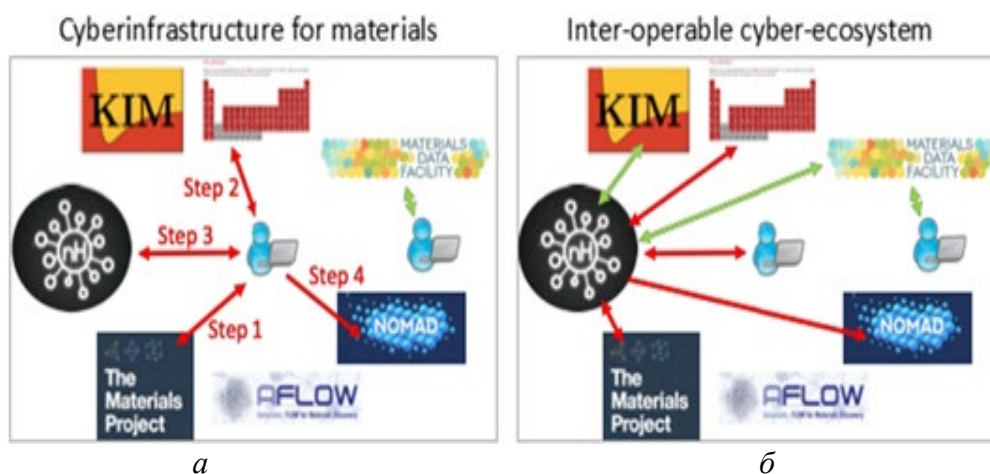


Рисунок 3 – Комп'ютерне конструювання матеріалів: а - користувачам часто доводиться вручну створювати робочі процеси для підключення наявних ресурсів; б - інтероперабельні ресурси, у яких інструменти «розуміють» входи та виходи потоків даних та підключені до веб-сервісам.

Національному науковому фонду США приписують винахід терміну «кіберінфраструктура» як сукупності високопродуктивних обчислювальних ресурсів, мереж, програмного забезпечення та даних для моделювання, підключених експериментальних установок і комунікаційного програмного забезпечення, призначених для прискорення прогресу в науці й техніці. Наразі у всьому світі в кіберінфраструктуру здійснюються значні інвестиції з метою прискорення науково-технічного розвитку, а також підвищення якості освіти та навчання. Галузь матеріалознавства й інженерії отримує вигоду від цієї цифрової революції, прагнучі синергетично поєднувати експерименти, багатомасштабне моделювання та науку про дані для сприяння відкриттю й оптимізації нових матеріалів, розуміння та прогнозування їхньої поведінки, а також впровадження в нові технології.

Щоб значно прискорити багатомасштабне моделювання матеріалів, нові методи повинні використовувати колективні можливості та отримувати вигоду з розширення кіберресурсів (Quantum Espresso, LAMMPS, ParaDIS, OOF2 і MOOSE). У поточному десятилітті спостерігався вибуховий ріст розгортання доступних через інтернет репозиторіїв даних, реєстрів і аналітичних інструментів (Materials Project, OpenKIM, NOMAD, AFLOW та багато інших). Ця зростаюча кіберінфраструктура дозволяє застосовувати інструменти науки про дані для виявлення закономірностей, ідентифікації матеріалів із потрібними властивостями та відкриття нових характеристик. Проблеми й можливості в галузі управління даними та їх використання не обмежуються лише обчислювальними зусиллями: експериментальна робота має аналогічні потреби. Часто для розв'язання складних завдань необхідно поєднувати експериментальні та обчислювальні дані. Прикладами репозиторіїв експериментальних даних є Materials Data Facility, створений Центром ієрархічного проектування матеріалів (CHiMaD), який нині містить понад 35 ТБ інформації; база даних матеріалів NIMS (Японія); а також Репозиторій даних про матеріали Національного інституту стандартів і технологій США (NIST).

Підсумовуючи, слід зазначити, що керуючись новими пріоритетами дорожньої карти з комп'ютерного конструювання перспективних матеріалів (де обчислювальне матеріалознавство виступає як ключовий компонент інженерного процесу для прийняття рішень), нині необхідно створювати «кіберінфраструктуру» України, спираючись на інтеграцію в світове наукове співтовариство з правом користування його ресурсами, а також забезпечити наявність сучасної обчислювальної техніки й підготовлених фахівців для роботи з означеними ресурсами.

ФОРМУВАННЯ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ ПІД ЦИКЛІЧНИМ ВПЛИВОМ ФІЗИЧНИХ ПОЛІВ

Кашицький В.П.^[0000-0003-2346-912X], к.т.н., проф.,

Чернов А.В.^[0009-0007-7583-7891], аспірант, Калущ В.О., студентка

Луцький національний технічний університет, вул. Львівська, 75, Луцьк, 43018, Україна
v.kashytskyi@lntu.edu.ua

Вступ. Епоксикомпозитні матеріали формуються за рахунок утворення хімічних зв'язків між реакційноздатними групами макромолекул епоксидної смоли та твердника, однак процес є довготривалим в нормальних умовах. Інтенсифікація процесу структурування забезпечується впливом енергетичних полів [1-4]: теплового поля, постійного магнітного поля, електромагнітного випромінювання, інфрачервоних або ультрафіолетових променів, радіаційних променів, ультразвукової обробки, що призводить до модифікації полімерної сітки термореактопластичних полімерів. В такому випадку необхідно враховувати здатність епоксикомпозитів до формування системи з підвищеним напруженим станом, що призводить до зниження фізико-механічних та експлуатаційних властивостей полімеркомпозитних матеріалів. Ефективність модифікації визначається хімічною будовою полімеру [5], зокрема його полярністю, що впливає на інтенсивність процесу структурування полімеркомпозитних виробів, водночас підвищує продуктивність технологічного процесу та забезпечує здатність автоматизації процесу обробки, а також скорочує енергетичні витрати та знижує собівартість продукції. В результаті обробки епоксидних композицій постійними фізичними полями покращуються фізико-механічні властивості епоксикомпозитів без зміни хімічного складу [6]. Така обробка здійснює регулювання параметрів надмолекулярної структури епоксиолімерної матриці та забезпечує розподіл макромолекул в'язучого [7] на межі розподілу фаз «матриця – наповнювач». Під впливом зовнішніх фізичних полів структура епоксиолімерної сітки, яка складається з фізичних і хімічних зв'язків між сегментами молекул епоксидного в'язучого та дрібнодисперсними частинками, впорядковується з орієнтацією сегментів макромолекул в напрямку ліній напруженості поля [8]. Зокрема орієнтація фрагментів макромолекул в постійному однорідному магнітному полі здійснюється вздовж силових ліній, однак в неоднорідному магнітному полі орієнтація можлива завдяки додатковому моменту, який повертає сегменти макромолекул вздовж градієнта поля.

Результати досліджень. Ефективний режим термічної обробки у тепловому полі полягає у витримці композиції протягом п'яти циклів з використанням нагрівання до визначеної температури та неповного охолодження. За такого режиму отримують найвищу твердість (144 МПа) та ударну в'язкість (3,72 кДж/м²), що пов'язано із вищою рухливістю сегментів макромолекул епоксидної композиції. Це сприяє утворенню більшої кількості хімічних зв'язків між сегментами макромолекул компонентів. За умови використання термічної обробки протягом п'яти циклів з охолодженням композиції до кімнатної температури твердість епоксиолімерів знижується на 6-7% до 135 МПа порівняно з твердістю епоксиолімерів, композиції яких охолоджували на 10 °С. В результаті охолодження до кімнатної температури ускладнюється рухливість вільних кінців макромолекул, що призводить до формування структури з меншою кількістю хімічних зв'язків.

Обробка ультразвуком полягає у витримці композиції у водному середовищі протягом 5 хв та 10 хв з перервою тривалістю 30 с, 60 с та 120 с. Це забезпечує різний ступінь охолодження композиції за рахунок дисипації теплової енергії. Після витримки композиції у формі під впливом ультразвуку проводили термічну обробку за ступінчастим режимом: нагрівання до температури 50 °С з витримкою 1 год, (охолодження протягом 5 хв), нагрівання до температури 100 °С з витримкою 30 хв, (нагрівання до температури 140 °С) з витримкою 2 год.

Межа міцності на стискання епоксикомпозитів, композиції яких оброблені ультразвуковими коливаннями за режимом (5 хв + (30 с ох) + 10 хв), досягають значень 99,1 МПа. За умови обробки за режимом (10 хв + (30 с ох) + 5 хв) межа міцності на стискання підвищується до 107,1 МПа. Таке підвищення відбувається на 7-8 % порівняно з межею міцності на стискання після ультразвукової обробки за першим режимом. Різниця між такими режимами полягає у меншій витримці на першому етапі та більшій витримці на другому етапі. Визначено, що менша витримка на першому етапі є недостатньою за тривалістю для формування однорідної структури, оскільки після перерви (30 с) наступний етап обробки композиції ультразвуком з тривалістю 10 хв не забезпечує однорідності системи через недостатньо рівномірний розподіл компонентів, що ускладнює здатність формування високої кількості хімічних зв'язків.

Зростання адгезійної міцності епоксикомпозитів на 13 % відбувається в результаті обробки епоксидної композиції в полі струмів надвисоких частот порівняно з епоксикомпозитами, композиції яких не обробляли у фізичному полі. Максимальне значення адгезійної міцності ($\sigma_a=51,3$ МПа) мають епоксикомпозити, які наповнені нанодисперсним порошком фулеренової черні в кількості 5 мас.ч. у випадку обробки композиції в полі струмів надвисоких частот порівняно з обробленими, але ненаповненими епоксиолімерами. Обробка композиції забезпечує рівномірне розташування сегментів макромолекул і надмолекулярних структур епоксидної смоли та твердника на поверхні дисперсних частинок. Це призводить до збільшення вмісту гель-фракції ($G=97\%$) та зменшення залишкових напружень ($\sigma_{\text{зал}}=0,8$ МПа).

Циклічний режим обробки композиції фізичними полями забезпечує структурування епоксикомпозитів із значним підвищенням вмісту гель-фракції ($G=93,93\%$), ударної в'язкості ($3,72$ кДж/м²) та твердості (119 МПа) в результаті рівномірного розподілу хімічних зв'язків в епоксиолімерній сітці без інтенсивного зростання теплової енергії, оскільки під час перерви в обробці композиції відбувається дисипація надлишкової частини теплової енергії.

Список літератури

1. Totosko O., Stukhlyak P., Mytnyk M., Dolgov N., Zolotiy R., Stukhlyak D. (2022). Investigation of Corrosion Resistance of Two-Layer Protective Coatings Proceedings of 3rd International Conference CNDGS'2022, 50-54.
2. Віленський В.О., Овсянкін В.О., Штомпель В.І. (2004). Рентгенографічне дослідження впливу постійного магнітного поля на структуру композитів на основі уретановмісного полімеру. Полімерний журнал, 1, 26-32.
3. Ліцов М., Ліцов А., Максимова О. Застосування полімеризаційноздатних рідких систем та двошарових полімерних стрічок з активною поверхнею для протикорозійного захисту трубопроводів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. - 2004. - 1, № 4. - С. 396 - 400.
4. Buketov A.V., Sapronov O.O., Brailo M.V., Aleksenko V.L. (2014). Influence of the ultrasonic treatment on the mechanical and thermal properties of epoxy nanocomposites. Materials Science. 49(5),696-702.
5. Овсянкін В.О. (2015). Особливості впливу фізичних полів на процеси структуроутворення і властивості полімерних систем. Полімерний журнал, 37(3), 219-228.
6. Бардадим Ю.В., Віленський В.О. (2016). Структура і фізичні властивості полімерних композитних матеріалів, сформованих у постійних магнітному та електричному полях. Полімерний журнал, 389(2), 115-124.
7. Мамуня Є.П., Василенко С.Л., Лебедєв Є.В., Шут М.І. (2002). Електричні і адгезійні властивості електропровідних полімерних композицій. Питання хімії і хімічних технологій, 3, 210-212.
8. Віленський В.О., Керча Ю.Ю., Гончаренко Л.А., Демченко В.Л. (2012). Про “релаксаційну структуру” наповнених епоксиолімерів. Доповіді Національної академії наук України, 4, 128-137.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ ПОТРІЙНИХ СИСТЕМ Ce–3d-МЕТАЛ–Sb

Кобилінська М.С.¹, Усенко Н.І.¹, Романова Л.О.², Кудін В.Г.¹, Судацова В.С.²

¹Київський національний університет імені Тараса Шевченка, Київ

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ

Багато сплавів і сполук стибію з d-і f-металами є термоелектричними, магнітними, напівпровідниковими матеріалами [1, 2]. Для їх науковообґрунтованого синтезу важливо знати діаграми стану і тісно пов'язані з ними термодинамічні властивості. На даний час вивчений ізотермічний переріз системи Ce–Mn–Sb [3].

Методом калориметрії вперше досліджено ентальпії змішування розплавів системи Ce–Mn–Sb при 1600 K вздовж чотирьох променевих перерізів з співвідношенням концентрацій $x_{Mn}/x_{Sb} = 0,30/0,70$; $0,50/0,50$ та $0,72/0,28$ до мольної частки церію $x_{Ce} = 0,35$ та $x_{Mn}/x_{Ce} = 0,50/0,50$ до $x_{Sb} = 0,5$. Встановлено, що, в основному, розплави утворюються з екзотермічними ефектами, а $\Delta H_{min} = -123$ кДж/моль і припадає на сполуку CeSb. Це свідчить про те, що найбільший внесок в енергію міжкомпонентної взаємодії вивчених розплавів вносить підсистема Ce–Sb, а додавання мангану послаблює взаємодію компонентів в системі. Знайдено потрійний терм взаємодії для ентальпій змішування розплавів системи Ce–Mn–Sb, який дозволив отримати вираз для обчислень ентальпій змішування в усьому концентраційному трикутнику.

Одержані результати розрахунку за моделлю Редліха–Кістера–Муджіану (РКМ) для всіх термодинамічних властивостей представлені на рис.1. Згідно розрахованих даних, всі мінімуми інтегральних термодинамічних властивостей припадають на граничну систему Ce–Sb ($\Delta H_{min} = -123$ кДж/моль, $\Delta G_{min} = -85$ кДж/моль, $\Delta S_{min} = -22$ Дж/мольК), а активності Sb проявляють великі від'ємні відхилення від ідеальних розчинів. Проте активності Ce і Mn в даних розплавах частково проявляють додатні відхилення від ідеальних розчинів.

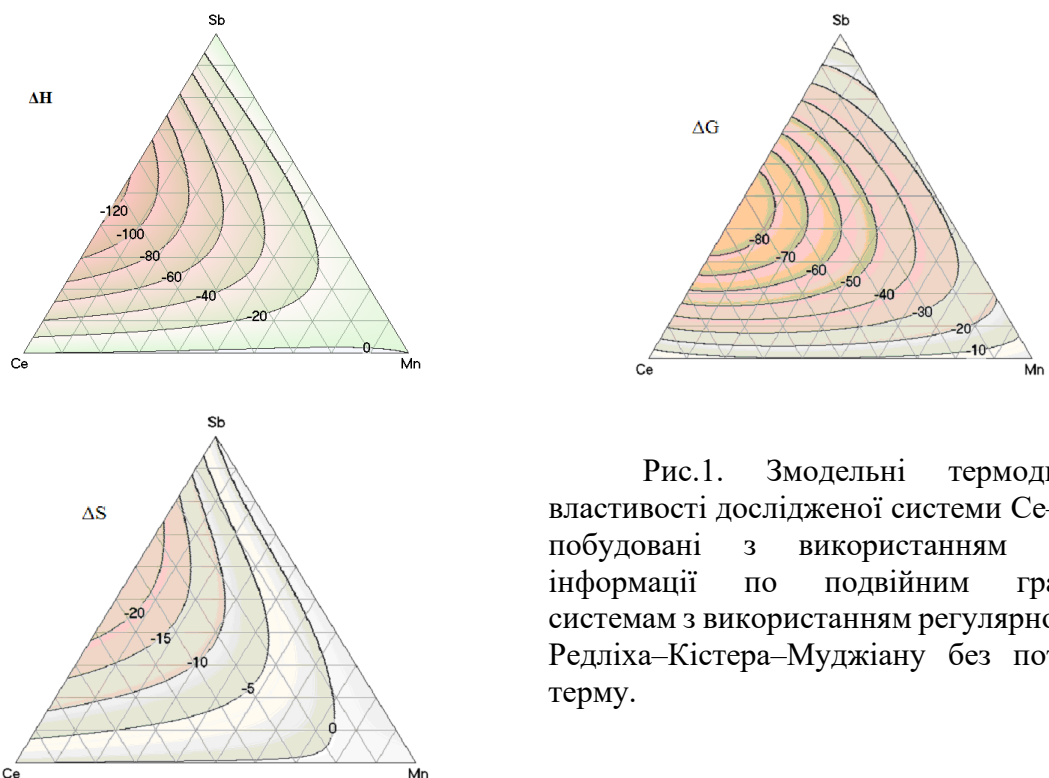


Рис.1. Змодельні термодинамічні властивості дослідженої системи Ce–Mn–Sb, побудовані з використанням надійної інформації по подвійним граничним системам з використанням регулярної моделі Редліха–Кістера–Муджіану без потрійного терму.

На даний час, відомі всі термодинамічні властивості розплавів подвійних граничних підсистем для потрійних Ce–Ti(Cr, Ni)–Sb, які можна використати для розрахунків аналогічних властивостей цієї потрійної системи. Щоб розширити інформацію про енергії міжатомної взаємодії в розплавах потрійних систем, подібних до вивченої нами, були розраховані термохімічні властивості розплавів потрійних систем із даних для бінарних граничних систем. Ізоентальпії змішування розплавів потрійних систем Ce–Ti(Cr, Ni)–Sb при 1800 К, розраховані за моделлю РКМ без потрійного внеску, наведено на рис. 2.

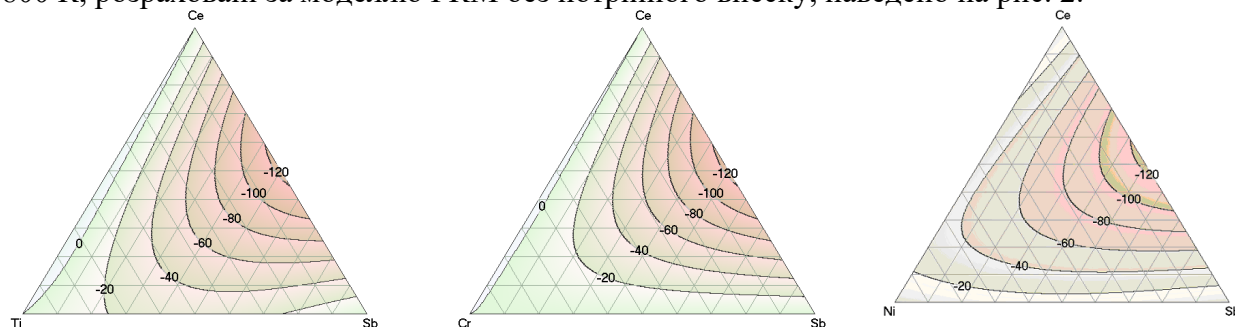


Рис.2. Ізоентальпії змішування розплавів потрійних систем Ce–Ti(Cr, Ni)–Sb при 1800 К, розраховані за «аналітичною» моделлю без потрійного внеску.

Мінімум ΔH , як і в інших досліджених потрійних розплавах припадає на сполуку CeSb. Це обумовлено сприятливими для розплавів цієї підсистеми факторами (розмірним ΔV_m і електрохімічним $\Delta\chi$), які наведені нижче.

Таблиця

Ентальпії змішування, різниці мольних об'ємів і електронегативностей компонентів розплавів систем Ce–Sb, Ti–Sb, Ti–Ce

Система	$\Delta V_m, \text{см}^3/\text{моль}$	$\Delta H_{\text{мін.}}, \text{кДж/моль}$	$\Delta\chi$
Ce–Sb	2,5	–123	0,95
Ti–Sb	7,57	–28,2	0,51
Ti–Ce	10,07	$9,2 \pm 1,4$	0,44

Активності компонентів розплавів системи Ce–Ni–Sb, як видно з рис.3, проявляють від'ємні відхилення від ідеальних розчинів.

Таким чином, для розплавів потрійних систем Ce–3d-метал–Sb мінімуми ентальпій змішування рідких сплавів ΔH припадають на сполуку CeSb, що обумовлено як наведеними вище розмірним і електрохімічним факторами, так і електронною будовою компонентів.

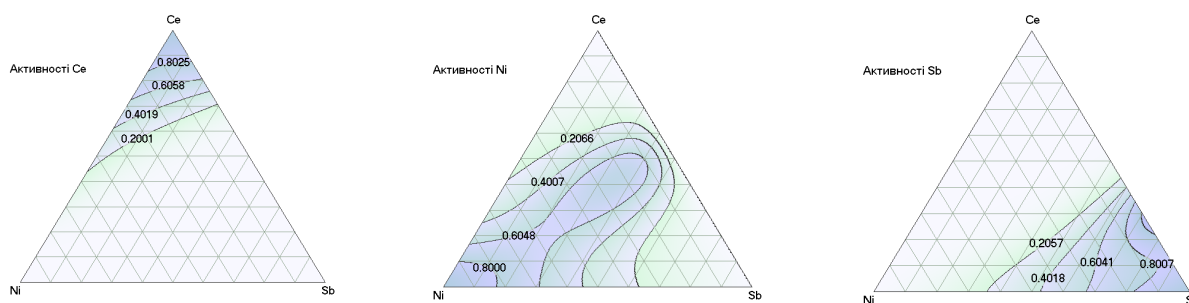


Рис.3. Активності компонентів у рідких сплавах потрійної системи Ce–Ni–Sb при 1800 К.

1. Karla I., Pierre J., Skolozdra R. V. Physical Properties and Giant Magnetoresistance in RNiSb Compounds. *J. All. Comp.* – 1998. – Vol. 265. – P. 42–48.
2. Sidorov V.A., Bauer E.D., Nakatsuji S. et al. Complex Magnetic Phase Diagram of Ferromagnetic CeNiSb₃. *Phys. Rev.B.* – 2005. – Vol. B71. – P. 094422–094429.
3. Sologub O., Rogl P., Bodak O. An Initial Determination of Ce–Mn–Sb Phase Equilibria. *J. Phase Equilibria.* – 1995. – Vol.16. No. 1. – P. 61–65.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ ПОТРІЙНИХ СИСТЕМ Al–Mg–Ge (Si, Sn, Pb)

Кобилінська М.С.¹, Усенко Н.І.¹, Романова Л.О.², Кудін В.Г.¹, Іванов М.І.²,
Судавцова В.С.²

¹Київський національний університет імені Тараса Шевченка, Київ

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ

Високоміцні алюмінієві сплави містять декілька легуючих елементів. Щоб удосконалити методи обробки та виробництва цих сплавів бажано знати термодинамічні властивості для проміжних фаз і розплавів ряду дво- і багатокомпонентних систем, що містять алюміній. Магній є одним з найлегших конструкційних матеріалів. Це робить магнієві сплави перспективними для досліджень.

В даній роботі вперше методом калориметрії досліджені парціальні та інтегральні ентальпії змішування розплавів трьох променевих перерізів з $x_{Al}/x_{Mg} = \text{const}$ системи Al–Mg–Ge при $1278\text{--}1319 \pm 2$ К. Встановлено, що вони утворюються з великими екзотермічними ефектами, близькими між собою. Встановлено, що середнє $\Delta \bar{H}_{Ce} = -100 \pm 16$ кДж/моль, а мінімальна ентальпія змішування цих розплавів, визначена екстраполяцією, дорівнює $-19,1 \pm 0,6$ і припадає на сплав з $x_{Ge} = 0,4$.

Визначені ентальпії змішування розплавів системи Al–Mg–Ge найкраще узгоджуються із розрахованими за «аналітичною» моделлю Редліха–Кістера–Муджіану з потрійним внеском -150 кДж/моль із аналогічних даних для граничних бінарних систем (рис.1).

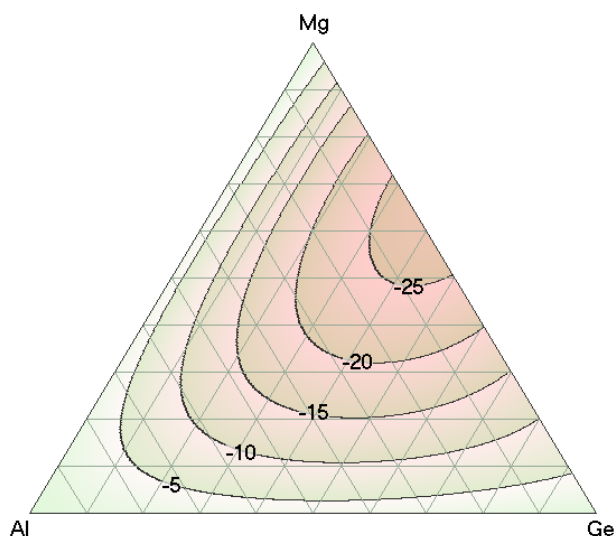


Рис.1. Ізоентальпії змішування дослідженої системи Al–Mg–Ge, побудовані з використанням надійної інформації по подвійним граничним системам з використанням регулярної моделі Редліха–Кістера–Муджіану, $L = -150$.

За вказаною моделлю розраховано також активності компонентів, енергії Гіббса і ентропії змішування розплавів даної системи. На рис. 2 наведено розраховані активності компонентів. Видно, що вони проявляють від’ємні відхилення від ідеальних розчинів. Доведено, що визначальний вплив на екзотермічні ефекти сплавоутворення у вивченій потрійній системі, який створюють, в основному, парні взаємодії Mg і Ge, виникає внаслідок великої різниці їх електронегативностей ($\Delta\chi$) і малої ΔV_m між цими компонентами.

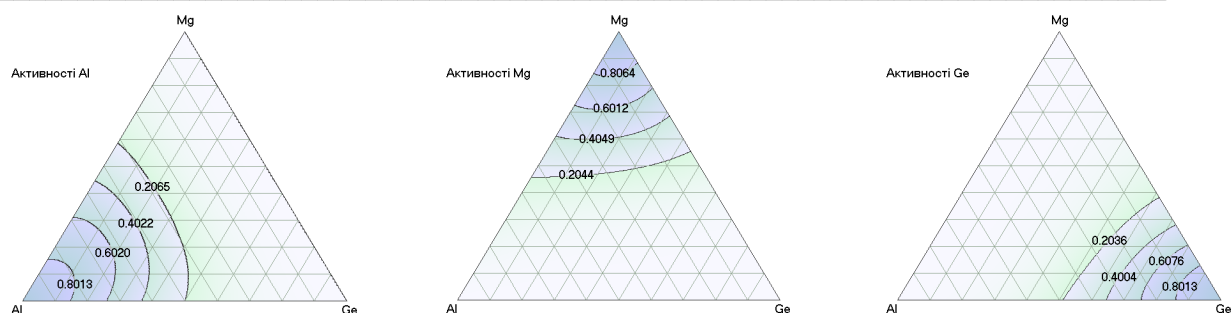


Рис.2. Активності компонентів розплавів системи Al–Mg–Ge, розраховані за «аналітичною».

При 1350 К мінімальна енергія Гіббса дорівнює $-18,1$ кДж/моль, а $\Delta S_{\min} = -2,2$ Дж/моль·К. За цією «аналітичною» моделлю розраховані ТДВ розплавів потрійних систем Al–Mg–Si(Sn, Pb), які наведено на рис.3.

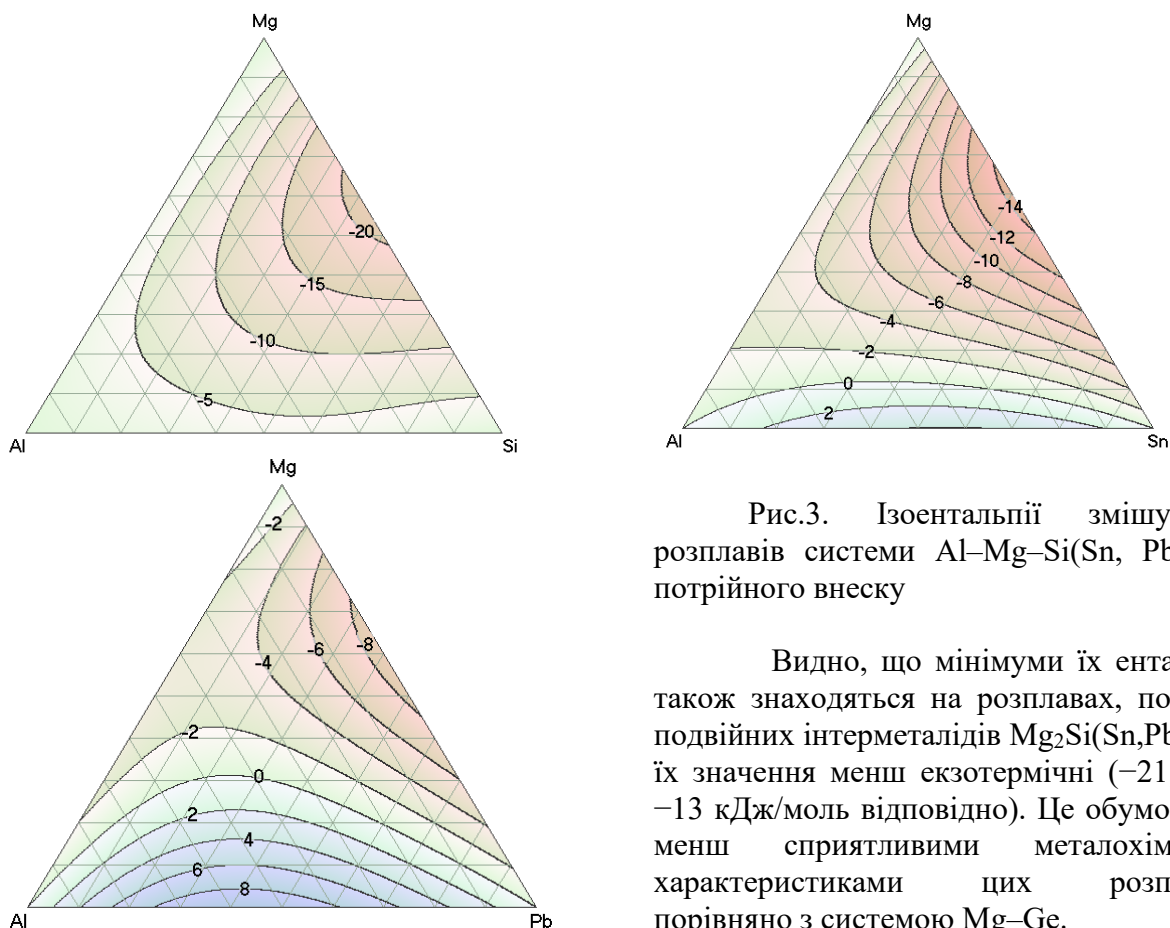


Рис.3. Ізоентальпії змішування розплавів системи Al–Mg–Si(Sn, Pb) без потрійного внеску

Видно, що мінімуми їх ентальпій також знаходяться на розплавах, поблизу подвійних інтерметалідів $Mg_2Si(Sn, Pb)$, але їх значення менш екзотермічні (-21 , -16 , -13 кДж/моль відповідно). Це обумовлено менш сприятливими металохімічними характеристиками цих розплавів, порівняно з системою Mg–Ge.

ІНТЕЛЕКТУАЛЬНА СИСТЕМА ЦИФРОВОГО ДВІЙНИКА ДЛЯ ПРОЦЕСІВ ПРЕСУВАННЯ МЕТАЛІВ

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;

Коли метал піддається величезним зусиллям преса, а мікроскопічні зміни структури матеріалу можуть визначати ефективність усього виробничого циклу, цифровий двійник набуває ролі «живого» аналітика: він постійно відстежує стан обладнання, аналізує сигнали датчиків і прогнозує поведінку системи ще до того, як на фізичному рівні з'являться відхилення. Така платформа поєднує сувору точність класичного скінчено-елементного аналізу (finite element method), здатного детально описати розподіл напружень і деформацій, з блискавичною швидкістю нейронних моделей на базі тривимірних згорткових шарів та архітектури з довгою короткочасною пам'яттю (long short-term memory). Завдяки цьому віртуальна копія виробничого процесу здатна видавати рекомендації та коригувальні сигнали з латентністю меншою за 100 мс, що відповідає найжорсткішим вимогам оперативного керування в сучасних цехах.

Методологічною основою роботи є формування обширного навчального масиву, що містить більш дванадцять тисяч експериментальних варіантів моделювання з різноманітною геометрією, матеріальними характеристиками та технологічними режимами. Отримані поля напружень і деформацій перетворюються на тривимірні воксельні тензори розміром $128 \times 128 \times 64$, які використовуються як вхідні дані для гібридної нейронної мережі. Використання тривимірних згорткових шарів у поєднанні з довгою короткочасною пам'яттю (long short-term memory) дозволяє точно апроксимувати просторово-розподілені поля фізичних величин із затримкою обробки даних до ста мілісекунд.

Адаптивне керування реалізоване за допомогою агента навчання з підкріпленням (reinforcement learning), який у режимі реального часу коригує параметри преса – зусилля, подачу та швидкість руху – на основі комбінованої функції винагороди, що враховує якість обробленої поверхні, енерговитрати та продуктивність. Верифікація на окремому тестовому масиві показала середню абсолютну похибку прогнозу менше ніж два відсотки навіть за наявності шумових спотворень до п'ятнадцяти відсотків. Практичне застосування цифрового двійника дозволяє досягати зниження енергоспоживання щонайменше на десять відсотків та підвищення якості поверхні на п'ятнадцять відсотків у порівнянні з традиційними режимами. Додатково вбудовані алгоритми інтелектуального виявлення дефектів із коефіцієнтом F1 приблизно 0,958 забезпечують раннє виявлення аномалій до їхнього переходу на фізичне обладнання. Технічна архітектура передбачає модульність та включає окремі компоненти для скінчено- елементного моделювання, інтелектуального виведення рішень, адаптивного керування та механізмів пояснення рішень. Інтерфейси до систем виробничого виконання (manufacturing execution system) та планування ресурсів підприємства (enterprise resource planning) можуть бути реалізовані за допомогою RESTful application programming interface, що забезпечує просту інтеграцію в існуючі інформаційні системи. Для візуалізації логіки рекомендацій застосовуються методи пояснюваного штучного інтелекту (explainable artificial intelligence) з використанням технік Grad-CAM та SHAP. Навчання моделей дозволяє оптимальне співвідношення між швидкістю збіжності та стабільністю моделі. Для розгортання на вбудованих контролерах з обмеженими ресурсами доцільні методи стиснення моделей і передавання знань із великих «вчительських» мереж (knowledge distillation).

Отримані результати свідчать про те, що система цифрового двійника здатна не лише точно моделювати процес обробки, а й формувати коригувальні сигнали в замкненому циклі керування, суттєво підвищуючи гнучкість та стійкість виробництва до варіацій матеріалів і режимів, що відкриває нові можливості для її впровадження у металургійній та машинобудівній галузях.

S-ПОДІБНІ ВАХ КРИСТАЛІВ n -CdSb, ЛЕГОВАНОГО ТЕЛУРОМ

Коваль Ю.В.¹, канд. фіз.-мат. наук, доцент,
 Яшинський Л.В.¹, канд. фіз.-мат. наук, доцент,
 Никируй Л.І.², канд. фіз.-мат. наук, професор,
 Федосов С.А.¹, д-р фіз.-мат. наук, професор,
¹Луцький національний технічний університет

²Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника

Поряд з нині існуючими матеріалами, такими як Si, Ge, GaAs, для виробництва найширшого класу електронних приладів у напівпровідниковій електроніці йде інтенсивний пошук нових. Перспективними для різних галузей науки і техніки є бінарні напівпровідники сурм'янистого кадмію (CdSb). Вкрай обмежені відомості про фотоелектричні властивості CdSb принаймні частково пояснюються тим, що одержувані кристали стехіометричного складу (p -типу) слабо фоточутливі. Однак, легування таких кристалів деякими компенсуючими домішками приводить до сильного зростання фоточутливості в області низьких температур. Зокрема, охолоджені до 80 К фотоопори з n -CdSb, легованого телуrom, за чутливістю не поступаються перед відомими приймачами ІЧ-випромінювання на основі PbS і германію, що відкриває можливість застосування фотодіодів на основі CdSb:Te як детекторів інфрачервоного випромінювання.

Вольт-амперні характеристики (ВАХ) є одним з потужних методів комплексних досліджень фізичних властивостей напівпровідникових матеріалів і може надати важливі результати для оцінки параметрів при створенні та застосуванні пристроїв на їх основі. Значний інтерес мають дослідження нелінійних ВАХ не тільки в приладах, а й у матеріалах, оскільки вони мають як прикладне значення, так і дають можливість пояснити з фізичної точки зору причини прояву нелінійності. На нелінійність ВАХ сильно впливають різноманітні зовнішні дії: зміна температури, механічна деформація, магнітне поле, освітлення, тощо. Нелінійність ВАХ є характерною рисою не тільки багатьох напівпровідникових приладів, у яких є p - n -переходи, а й багатьох напівпровідників [1-2].

Вивчення ВАХ проводилося у кристалах n -CdSb з різним вмістом легуючої домішки телуру: 0,005 % Te, 0,05 % Te, 0,5 % Te та різних рівнях інтенсивності освітлення при температурах від рідкого азоту ($T = 78$ К) і вищих. За експериментальними даними одержано залежності сили струму від прикладеної напруги електричного поля $I = f(U)$ (рис. 1).

Характер зміни ВАХ, як з різним вмістом легуючої домішки (рис. 1а), так і при різних рівнях інтенсивності освітлення (рис. 1б), мав S-подібну форму. Залежно від значень прикладеної напруги U і струму I , що протікає через кристал n -CdSb, можна виділити кілька ділянок S-подібної ВАХ:

- ділянка, обмежена інтервалом прикладеної напруги $0 \div U_{BO}$ (нижня гілка), відповідає високому опору (низькопровідний стан) матеріалу. Збільшення напруги мало впливає на струм, поки не буде досягнута напруга перемикавання (пробою) U_{BO} , при значенні струму I_L , який протікає при цьому через зразок (струм перемикавання);

- ділянка (позначена пунктиром), від значень U_{BO} і I_L до значень U_H і I_H , відповідає переключенню матеріалу з низькопровідного у високопровідний стан (нестійка область) ($I_L > I_H$). У процесі перемикавання у високопровідний стан незначне збільшення струму супроводжується швидким зменшенням напруги на зразку. Так як крива має S-подібну форму, то опір зразка негативний;

- крива від значень U_H і I_H і вище відповідає високопровідному стану.

Як видно рис. 1а, збільшення концентрації легуючої домішки зумовлює ріст напруги перемикавання. Навпаки, зростання температури зразка від $T = 78$ К різко зменшує напругу перемикавання. Також, чим більша інтенсивність освітлення ($I/I_0 = 0$; $I/I_0 > 0$; $I/I_0 \gg 0$), тим при меншій напрузі U_{BO} відбувається перемикавання зразка в низькоомний стан (рис. 1б). Для

неосвітлених зразків (темнова провідність) (крива 1 рис. 1б), зростання прикладених напруг відбувається до значень, при яких джоулева теплота, що виділяється на зразках, стає достатньою для іонізації донорного рівня телуру $E_C - 0,12$ eВ [3]. При цьому відбувається лавиноподібний перехід електронів у зону провідності, що приводить до стрибка струму.

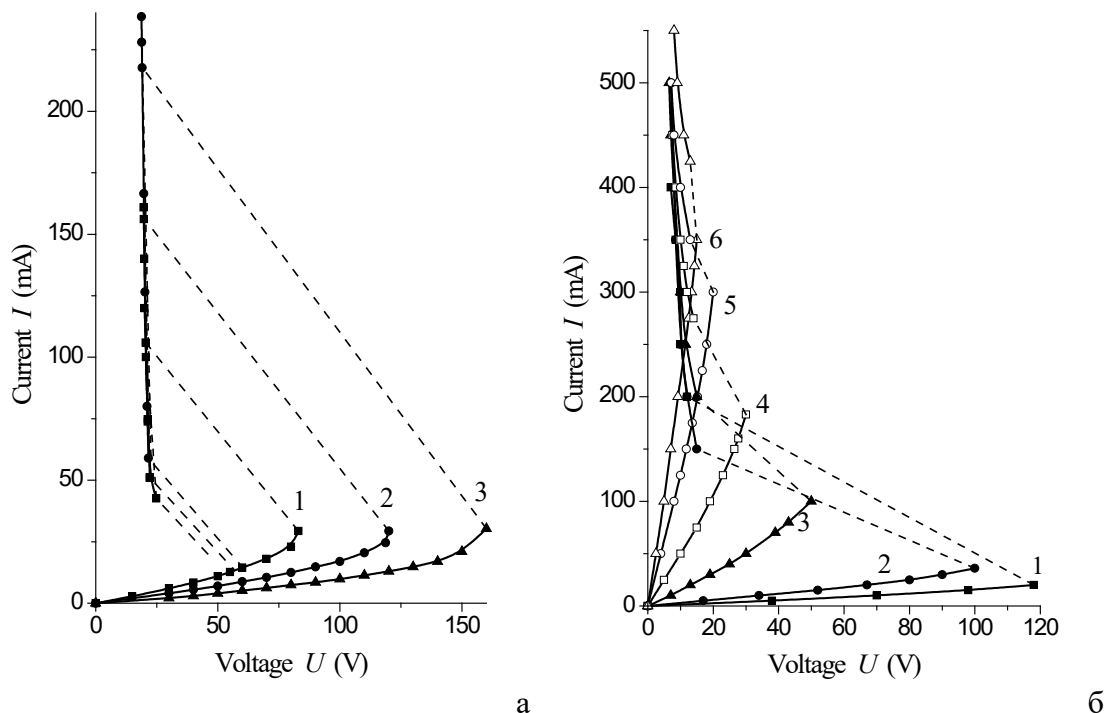


Рисунок 1 – Залежності струму від напруги $I = f(U)$ для кристалів n -CdSb<Te> ($T = 78$ K).

(а) при різних концентраціях домішки Те: 1 – 0,005 %; 2 – 0,05 %; 3 – 0,5 %.

(б) +0,5 % Те при різних рівнях освітлення, відн.од.: 1 – 0; 2 – 0,25; 3 – 0,5; 4 – 1; 5 – 2; 6 – 4

Зростання концентрації легуючої домішки (залежності 1-3 рис. 1а) призводить до збільшення граничних значень величин прикладеної напруги електричного поля, що пов'язано [1] із різною іонізацією домішкового рівня телуру. Зростання ж рівня інтенсивності освітлення (залежності 2-6 рис. 1б), а, отже, зростаючої фотоіонізації домішкового рівня телуру, – до зменшення граничних прикладених напруг. Збільшення концентрації домішки чи менший рівень освітлення дозволяє досягнути необхідного для розігріву зразка значення струму при більших електричних полях.

Із аналізу S-подібних ВАХ встановлено значення параметрів величин, які є важливими при розробці керованих сенсорних пристроїв напівпровідникової електроніки. Змінюючи вміст легуючої домішки та інтенсивність освітлення у n -CdSb:Te, можна керувати значеннями напруги вмикання U_{BO} .

Список літератури посилань

1. Доскоч В.П., Богданюк М.С., Божко В.В., Федосов С.А., Давидюк Г.Є. Температурно-електрична нестійкість в монокристалах CdSb, опромінених швидкими нейтронами. *Наукові нотатки. Сер. фіз.-мат. наук.* 1994. Вип. 2. С. 91–92.
2. Коваль Ю., Ящинський Л., Федосов С. Ефект перемикавання в кристалах CdSb, легуваних Те. *Вісн. Львів. ун-ту. Сер. фізична.* 2006. № 39. С. 268–272.
3. Fedosov S., Zakharchuk D., Zamurujeva O., Koval Yu. Fermi Level in n -CdSb Crystals with Defect Deep Energy Levels. *Naukovi Notatki.* 2023. № 75. P. 180–185.

ПОШУК ДІАПАЗОНУ ФРАКТАЛЬНОСТІ ПІД ЧАС ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДУ BOX COUNTING ДЛЯ ОТРИМАННЯ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОГО СПЕКТРА

Красіков І.В., канд.тех.наук, с.н.с.,

Красікова І.Є., канд.фіз.-мат. наук, н.с.

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ

Нині мультифрактальний формалізм став невід'ємною частиною матеріалознавства при вивченні структурних характеристик різних матеріалів. Проте у статтях, присвячених фрактальним дослідженням, практично немає інформації про те, як саме проводили дослідження, які алгоритми та програмне забезпечення при цьому було використано.

Для стислості далі ми говоритимемо тільки про фрактальну розмірність D_0 і тільки про двовимірні об'єкти (зображення), проте все сказане може бути застосовано до всього мультифрактального спектра і для будь-яких розмірностей простору.

Найпоширенішим методом визначення фрактальної розмірності є метод box counting [1], що ґрунтується на поділі об'єкта на бокси різного розміру та підрахунку кількості боксів, які містять хоча б одну точку об'єкта. Фрактальна розмірність розраховується як

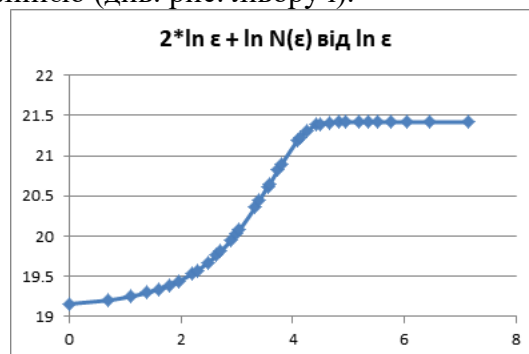
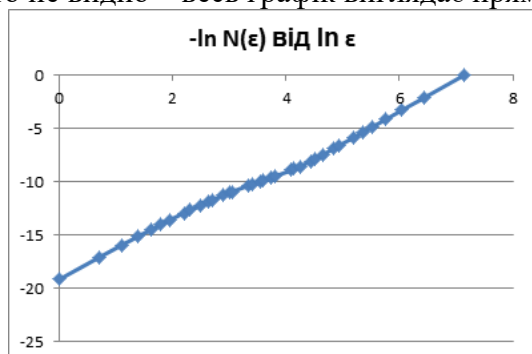
$$D_0 = \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \frac{\ln N(\varepsilon)}{\ln(1/\varepsilon)},$$

де N – кількість боксів із характерним лінійним розміром ε , що повністю покривають цей об'єкт.

Під час практичного опрацювання зображень слід пам'ятати, що розмір ε неможливо спрямувати до нуля через природне обмеження – збільшення (масштабу) зображення і кінцевий розмір мінімального елемента зображення – пікселя. Тому поширений підхід полягає в побудові залежності $N(\varepsilon)$ у подвійних логарифмічних координатах і визначенні кута нахилу отриманого графіка. Два основні питання полягають в тому, як отримати достатньо точний графік залежності $N(\varepsilon)$, і як саме обчислити нахил.

На жаль, судячи з наявних описів або відомостей, отриманих у приватних бесідах або шляхом аналізу опублікованих робіт, здебільшого застосовується або використання розмірів зображень вигляду 2^n , які дають змогу повністю використати невелику кількість (а саме n) розмірів боксів, які повністю покривають усе зображення, або використовуються бокси розмірів 1, 2, 3, ... без урахування того, чи повністю вони заповнюють усе зображення (що вносить певну похибку, яку, як правило, ігнорують). У цій частині наша пропозиція зводиться до обрізання зображення до розмірів, які являють собою числа, що не перевищують розмір зображення, з найбільшою кількістю дільників (див. послідовність A067128 в OEIS [2]). Навіть для невеликих розмірів зображень можна отримувати не менше 30-40 точок залежності $N(\varepsilon)$.

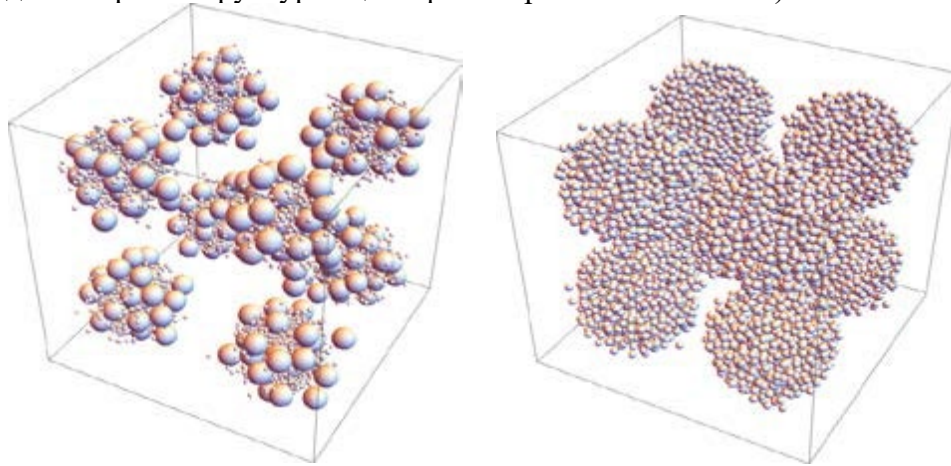
Дуже важливим є і питання про те, як саме визначається нахил. Найчастіше нахил визначають або для малих значень ε , або по всім точкам графіку. Якщо подивитися на графік залежності $N(\varepsilon)$ у подвійних логарифмічних координатах, то жодних проблем при цьому просто не видно – весь графік виглядає прямою лінією (див. рис. ліворуч).



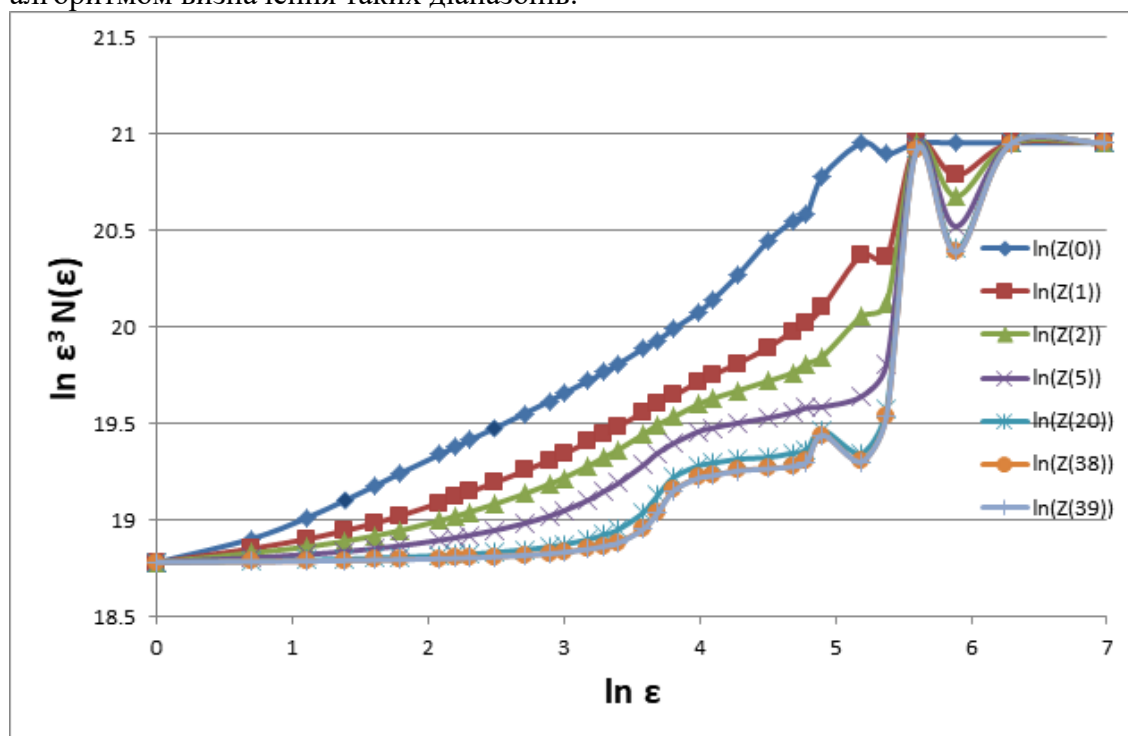
Однак достатньо переробити наведену залежність в $\varepsilon^2 N(\varepsilon)$, і тоді нахил, що відповідає розмірності простору, що для двовимірних зображень дорівнює 2, є просто горизонтальною прямою (див. рис. праворуч). Очевидно, що для обчислення *фрактальної* розмірності слід розглядати нахил тільки у *діапазоні фрактальності*, тобто тих значень ε , для яких спостерігається розмірність, відмінна від розмірності простору.

Є кілька методів пошуку зазначеного діапазону фрактальності – пошук максимуму з використанням фіксованого вікна, пошук з використанням коефіцієнта кореляції R^2 тощо, проте єдиного найкращого способу немає, і бажано мати можливість візуального контролю кривих оператором. У силу психологічних особливостей людини такий контроль ефективний тільки при застосуванні приведення «до горизонталі».

Важливим є також питання наявності складної, «вкладеної» фрактальності, коли на одному зображенні в різних діапазонах розмірів ми маємо різні структури, наприклад, як показано на наступних штучно згенерованих малюнках (представлено тривимірні структури, тому що на двовимірних структурах цей ефект виражений слабкіше):



При цьому розглянуті вище графіки в подвійних логарифмічних координатах мають два діапазони фрактальності (як видно з наведеного далі прикладу); наразі триває робота над алгоритмом визначення таких діапазонів.



Висновки

Під час застосування мультифрактального формалізму з використанням методу box counting для отримання фрактальних розмірностей слід використовувати відповідні розміри зображень з великою кількістю ділників, що забезпечують отримання більш точної кривої $N(\epsilon)$, з великою кількістю точок.

При обчисленні фрактальних розмірностей необхідний не механічний підхід, що обчислює розмірності за всіма точками залежності (або тільки за точками, які відповідають малим значенням ϵ), а підхід, який спершу визначає діапазон (або діапазони) фрактальності і проводить обчислення для нього.

Для візуального (і алгоритмічного) визначення діапазону фрактальності краще використовувати не залежність $N(\epsilon)$ у подвійних логарифмічних координатах, а $\epsilon^d N(\epsilon)$, що дає змогу легше виявляти діапазони фрактальності як операторові (завдяки психологічним особливостям сприйняття людиною), так і алгоритмічно (свідомо відкидаючи ділянки з нахилом, близьким до нульового).

Поки що найкращі результати при визначенні діапазону фрактальності дає метод з застосуванням R^2 , проте роботи в цьому напрямі – вироблення оптимального критерію – все ще тривають, так само як і в напрямі визначення наявності кількох діапазонів фрактальності.

Одним із можливих варіантів визначення діапазону фрактальності в майбутньому може бути застосування машинного навчання.

Список літератури

1. Bouda, Martin, Joshua S. Caplan, and James E. Saiers. "Box-Counting Dimension Revisited: Presenting an Efficient Method of Minimizing Quantization Error and an Assessment of the Self-Similarity of Structural Root Systems." *Frontiers in Plant Science* 7 (February 18, 2016). <https://doi.org/10.3389/fpls.2016.00149>.
2. A067128. *Ramanujan's largely composite numbers, defined to be numbers m such that $d(m) \geq d(k)$ for $k = 1$ to $m-1$* . Електронний ресурс <https://oeis.org/A067128>, відвідано 12.05.2025.

СТРУКТУРНО-МЕХАНІЧНІ АСПЕКТИ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛЕЙ ЕЛЕМЕНТІВ ЕНЕРГЕТИЧНОГО ОБЛАДНАННЯ

^{1,2}Кречковська Г. В. докт. техн. наук, стар. досл., ¹Свірська Л. М. канд. техн. наук.,
¹Соловей П. Р. аспірант, ¹Цибайло І. О. аспірант, ¹Студент О. З. докт. техн. наук, проф.
¹Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, krechkovskahalyna@gmail.com
²Національний університет «Львівська політехніка»

До енергетичного обладнання, яке експлуатується за високих температур, навантажень та в агресивних середовищах, висувають жорсткі вимоги щодо надійності та довговічності. В результаті тривалого впливу складних експлуатаційних чинників в матеріалах відбуваються структурні зміни, що призводять до деградації його властивостей, появи пошкодженості та розвитку тріщин. Руйнування елементів енергетичного обладнання, зумовлене саме процесами деградації сталей і створює серйозну загрозу безпечній і стабільній роботі об'єктів енергетики. Враховуючи тривалий термін експлуатації багатьох елементів енергетичного устаткування (головні парогони, лопатки роторів парових турбін тощо) важливими залишаються дослідження, спрямовані на встановлення механізмів руйнування сталей та їх ролі у досягненні граничного стану сталей, тривало експлуатованих в елементах конструкцій. Це робить проблему вивчення явища деградації надзвичайно актуальною з огляду технічної безпеки, економіки та надійності роботи енергетичних систем. Аналіз структурно-механічних аспектів деградації сталей дозволяє не лише з'ясувати причини аварійних ситуацій, але й надати рекомендації для запобігання їх появі під час подальшої експлуатації елементів енергетичного устаткування.

Досліджували теплотривкі сталі, тривало експлуатовані (від $\sim 2 \cdot 10^5$ до $3 \cdot 10^5$ год) в елементах теплоенергетичного устаткування за температури 540...570 °C і тиску пари до 24 МПа. Проаналізували структурно-механічний стан теплотривких низьколегованих сталей 15X1M1Ф та 12X1МФ головних парогонів ТЕС та високолегованих сталей 20X13 та 15X11МФ лопаток роторів високого тиску парової турбіни. Випробування на ударну в'язкість провели на зразках Шарпі (10×10 мм) з V-подібним надрізом радіусом 0.25 мм, а на статичну тріщиностійкість K_c (за навантаження триточковим згином) та циклічну тріщиностійкість (за навантаження консольним згином частотою 10 Гц) – на балкових зразках (10×20×160 мм) з крайовим надрізом. Номінальний ΔK_{th} та ефективний $\Delta K_{th\,eff}$ (з урахуванням закриття тріщини за методом податливості [1]), порогові розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень визначали з номінальних і ефективних кінетичних діаграм втомного руйнування. Металографічні та фрактографічні особливості деградації теплотривких сталей встановлено з використанням сканівного електронного мікроскопу Carl Zeiss EVO-40XVP.

За результатами механічних випробувань сталей 12X1МФ та 15X1M1Ф після експлуатації $\sim 2 \cdot 10^5$ та $\sim 2.86 \cdot 10^5$ год, відповідно, показано вплив експлуатаційно деградації сталей на чутливість використаних механічних характеристик до зміни стану металу. Встановлено, що характеристики опору крихкому руйнування є найчутливішими. Фрактографічно, на зламах зразків, випробуваних на ударну в'язкість, статичну та циклічну тріщиностійкість візуалізували ознаки експлуатаційної пошкодженості у вигляді міжзеренних фрагментів, що чітко виділялися на фоні кризьеренного механізму руйнування на ділянках спонтанного руйнування чи припорогового росту утомної тріщини за випробувань на статичну і циклічну тріщиностійкість, відповідно. Їх вважали ключовою ознакою деградації сталей внаслідок структурних змін з виділенням та коагуляцією карбідів вздовж меж зерен [2], їх відокремленням від матриці з формуванням порожнин та витягуванням перетинок між ними аж до їх руйнування з формуванням зерномежових тріщин [3]. Вважали, що виявлені на ділянці припорогового росту утомної тріщини фрагменти міжзеренного руйнування пов'язані з міжзеренними пошкодженнями (з повним відокремленням суміжних зерен), сформованими внаслідок повзучості ще під час тривалої експлуатації низьколегованих теплотривких сталей

на парогонях ТЕС. За випробувань на удар та статичну тріщиностійкість вони пов'язані з наявністю пор на межах зерен, що ослаблювали їх, і тим самим полегшували руйнування вздовж них. Отримані результати дають підстави рекомендувати частку площі міжзеренного рельєфу на одиничній поверхні зламів експлуатованих теплотривких сталей, як ефективний кількісний показник її структурно-механічного стану.

Лопатки роторів високого тиску руйнуються внаслідок впливу низки чинників, а саме: низький опір крихкому руйнуванню сталі лопаток, недостатня її корозійна стійкість за впливу технологічних параметрів експлуатації, перевантаження через значну кількість пусків і зупинок [3]. Встановлено, що деградація теплотривкої сталі 15X11МФ зумовлена зміною її структури та проявилася фрактографічними особливостями її руйнування. Внаслідок дифузійного перерозподілу елементів легування в тривало експлуатованій сталі кількість і розміри легованих хромом та молібденом карбідів в її структурі зростали. Зокрема, вздовж меж колишніх зерен аустеніту вони досягали $\sim 1,5$ мкм, а пакетів високо відпущеного мартенситу – $\sim 0,3$ мкм. Вміст хрому у твердому розчині в околі цих карбідів знижувався, а, отже, знижувалася і корозійна стійкість сталі. За впливу конденсату, який утворювався під час експлуатації роторів високого тиску це сприяли виникненню корозійних ушкоджень в околі вхідної крайки лопаток, зародженню від них тріщин та їх подальшому росту під час стабільного режиму експлуатації за змішаним механізмом між- і крізьзеренного руйнування, характерного для багатоциклової корозійної втоми таких сталей.

Щодо механічних властивостей, то чутливість до деградації традиційних механічних характеристик (твердість, характеристики міцності і пластичності за розтягу, ударна в'язкість) виявилися не достатньо чутливими для оцінювання міри деградації високолегованих теплотривких сталей лопаток роторів парових турбін. Найчутливішими до експлуатаційної деградації лопаткової сталі є порогові показники циклічної тріщиностійкості, особливо ефективний поріг, визначений з урахуванням закриття втомної тріщини. На зламах зразків виявили випуклі фрагменти міжзеренного руйнування на фоні плиткового крізьзеренного утомного рельєфу, площа яких збільшувалася в міру зростання тривалості експлуатації сталі. Їх пов'язали з розсіяними у перерізі тривало експлуатованих лопаток міжзеренними пошкодженнями, утвореними внаслідок злиття мікропор, сформованих навколо достатньо великих карбідів ще під час експлуатації сталей у лопатках роторів парових турбін.

Отже, відповідність ознак високотемпературної деградації теплотривких низьколегованих сталей парогонів та високолегованих сталей лопаток (ослаблення когезії між суміжними зернами та полегшення міжзеренного руйнування, спричинене дифузійним перерозподілом вуглецю та елементів легування до меж зерен з виділенням тут карбідів та формуванням пор) дає підстави використовувати залежності між втратою опору крихкому руйнуванню та кількістю фрагментів міжзеренного руйнування на фоні плиткового крізьзеренного утомного рельєфу для опису структурно-механічного стану сталей головних парогонів та лопаток роторів парових турбін ТЕС.

Список використаної літератури

1. Вплив експлуатаційної пошкодженості паропровідної сталі 12X1МФ на характеристики її тріщиностійкості. О. М. Романів, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, І. Р. Дзіоба, Б. П. Лонюк. Фіз.-хім. механіка матеріалів. 1998. Т. 34, № 1. С. 101–104.
2. Кречковська Г. В., Студент О. З., Свірська Л. М. Нерівномірність розподілу карбідів в структурі експлуатованої сталі 12X1МФ з різних зон пароперепускного гину головного парогону ТЕС. Наукові нотатки. 2017. Вип. 59. С. 154–158.
3. Substantiation of the critical structural and mechanical state of low-alloy heat-resistant steel from steam pipelines of thermal power plant. H. Krechkovska, O. Student, O. Zvirko, M. Hredil, L. Svirskia, I. Tsybailo, P. Solovei. Engineering Failure Analysis V. 50. 2023. Number article 107359. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107359>.

ЗНАХОДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНИХ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРИСТИХ МАТЕРІАЛІВ ПОРОШКОВОГО ПОХОДЖЕННЯ З ВРАХУВАННЯМ РОЗПОДІЛЕНИХ ДЕФЕКТІВ ШЛЯХОМ СКІНЧЕНО-ЕЛЕМЕНТНОГО МОДЕЛЮВАННЯ НА ПРЕДСТАВНИЦЬКОМУ ОСЕРЕДКУ

Кузьмов А.В.^{1,2}, к.т.н., с.н.с., ст. викладач

Вдовиченко О.В.^{1,2}, д.т.н., с.н.с., зав. лаб., викладач

Кіркова О.Г.¹, к.т.н., с.н.с.

Штерн М.Б.¹, д.т.н., чл.-кор. НАНУ, зав. відділу, професор

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України,

²Київський академічний університет

Для технологій порошкової металургії і керамічного виробництва, як і матеріалознавства матеріалів порошкового походження важливу роль відіграє врахування площинних дефектів в структурі матеріалу та їх вплив на механічні властивості. Причому це важливо як на етапі отримання матеріалу традиційними методами формування порошкової заготовки з подальшим її спіканням, так і при експлуатації матеріалів порошкового походження. Особливістю матеріалів порошкового походження є зазвичай наявність пор разом з плоскими дефектами, а також те, що дефекти можуть мати малий розмір порівняно з розміром деталі, тобто є не макродефектами, а розподіленими мікродефектами. Остання обставина дає змогу ефективно використовувати методи континуальної механіки мікронеоднорідних матеріалів (мікромеханіки) для опису поведінки таких матеріалів з плоскими дефектами, при цьому дефекти не розглядаються на макрорівні, а лише характеризують структуру такого матеріалу. В даній роботі шляхом мікромеханічного осереднення на представницькому осередку, що відображає структуру матеріалу, було побудовано механічні визначальні співвідношення для пружної поведінки, а також для реології спікання пористих матеріалів порошкового походження з розподіленими плоскими дефектами. Структура матеріалу для пружних властивостей і спікання дещо відрізняється, проте в обох випадках описується двома параметрами – об'ємним вмістом пор θ та вмістом площинних дефектів k .

Модель нелінійно-пружної різноопірної поведінки пористих пошкоджених матеріалів конструювалась в два етапи. Спочатку пропонується феноменологічна трипараметрична модель нелінійної ізотропної пружності М.Б. Штерна [1] в аналітичному вигляді, чутлива до зміни знаку навантаження. Пружний потенціал в цій моделі $U = U(\varepsilon, \gamma)$ є функцією двох інваріантів тензору напружень ε_{ij} , $\varepsilon = \varepsilon_{ii}$; $\gamma^2 = (\varepsilon_{ij} - 1/3\varepsilon\delta_{ij})(\varepsilon_{ij} - 1/3\varepsilon\delta_{ij})$ та має вигляд

$$U(\varepsilon, \gamma) = \frac{1}{2}(1+m)^{-2} \left(\sqrt{K\varepsilon^2 + 2G\gamma^2} - \sqrt{Km\varepsilon} \right)^2 \quad (1)$$

де K , G та m – параметри моделі. Якщо $m=0$, то наведена модель трансформується у класичну модель Гука $U_{m=0}(\varepsilon, \gamma) = 1/2(K\varepsilon^2 + 2G\gamma^2)$, а параметри K та G набувають змісту об'ємного та зсувного модуля пружності, відповідно. Тому параметр m у рівнянні (1) необхідно розглядати як міру збурення ідеальнопружної поведінки та різноопірності розтягу і стиску. Потім шляхом мікромеханічного осереднення на представницькій комірці знаходиться зв'язок між параметрами цієї феноменологічної моделі та структурою пористого пошкодженого матеріалу. Мікромеханічне осереднення здійснювалось шляхом комп'ютерного моделювання методом скінчених елементів, що дало змогу зняти обмеження щодо малості величини пористості та вмісту площинних дефектів, притаманне суто

аналітичним моделям таких матеріалів [2]. Першочерговою метою побудови цієї моделі було уточнення результатів акустичної спектроскопії порошкових заготовок.

Порівняння з результатами експериментально визначеного за резонансною частотою коливань модуля Юнга порошкового заліза, спеченого в середовищі водню за різних температур [3], показано на Рис., де видно, що кількісно модель адекватно описує зміну пружності, викликану двовимірними дефектами (недосконалими контактами між частинками порошку).

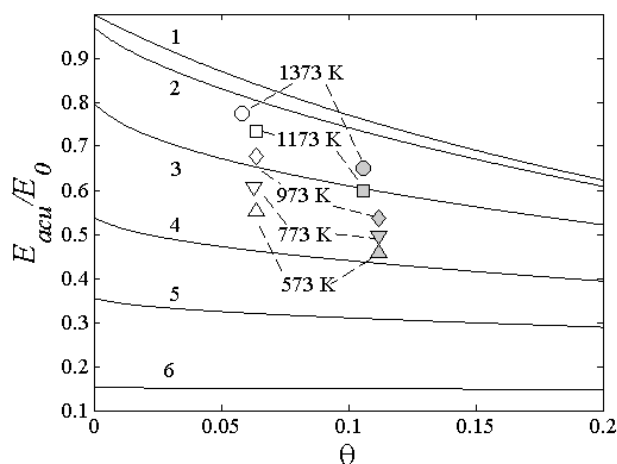


Рис. Розрахункові залежності акустичного нормованого модуля Юнга E_{ac} / E_0 пористості θ для матеріалів з показником площинних дефектів k (1 – 0,01; 2 – 0,1; 3 – 0,35; 4 – 0,65; 5 – 0,85; 6 – 0,99). Символами позначені експериментально визначені значення модуля Юнга порошкового заліза, попередньо спресованого під тиском 0,67 ГПа (пусті символи) та 1 ГПа (заповнені символи) та спеченого в середовищі водню за вказаних температур.

Аналогічно шляхом мікромеханічного осереднення на представницькому осередку була побудована реологічна модель спікання матеріалів, що містять площинні дефекти. Причинами появи таких щілин в структурі матеріалу є зокрема фактори, що сприяють не тільки ущільненню і формуванню внутрішніх границь, але також і локальному розпушенню. Серед причин їх утворення можуть бути макроскопічні чинники, наприклад надмірне схоплювання зразка зі стінками печі або виникнення неузгодженості осаджування різних ділянок зразків, що значною мірою притаманне спіканню шаруватих матеріалів та виробів, обмежених зовнішнім шаром іншої природи. Також причини можуть полягати в мікро- та мезоскопічних чинниках, як наприклад нерівномірним розподілом пор за розміром, що може призводити до «зонального відособлення» при спіканні. Сюди ж слід віднести агломерацію дрібнодисперсних порошоків чи утворення в структурі матеріалу каркасу з частинок тугоплавкої фази. Також після пресування в структурі порошкових заготовок міжчастинкові контакти можуть бути розподілені нерівномірно і існують певні ділянки з відсутністю міжчастинкових контактів, що по суті є дефектами. Треба зазначити що раніше одним з авторів була запропонована оцінка впливу дефектів на коефіцієнти об'ємної та зсувної в'язкості пористого матеріалу при розтягуючих середніх напруженнях на основі аналітичної поправки шляхом утримання першого члена розкладу в ряд по концентрації дефектів. За наявності ж стискаючих середніх напружень припускалося, що коефіцієнти в'язкості не залежать від дефектності. Проте якщо розглядати чотири різні модулі в'язкості, то питома дисипація для такого матеріалу буде розривною функцією швидкостей деформацій, що фізично не обґрунтовано. Тому в даній роботі здійснена спроба побудови на основі прямого комп'ютерного моделювання на представницькому осередку термодинамічно коректної моделі спікання пористих матеріалів з розподіленими дефектами. Крім того, обчислювальне моделювання методом скінчених елементів дає змогу враховувати великі концентрації дефектів аж до граничних, коли матеріал втрачає суцільність. Розглядається ситуація, коли розміри пор набагато менше розмірів тріщин, які, в свою чергу, істотно менше за зразок в цілому. Припускається, що орієнтація тріщин має хаотичний характер і в ході деформування

матеріал не набуває анізотропії. Виходячи з цього, двовимірні дефекти можна розглядати як деякі плоскі розрізи в пористому ізотропному континуумі. Припускалося, що поведінка цього континууму, що оточує плоский дефект, описується реологічною теорією спікання В. В. Скорохода [4]. Для опису в'язкої поведінки порошкових матеріалів при спіканні скористались кусково-лінійним наближенням різноопірної теорії в'язкості ізотропних матеріалів, аналогічним до такого в теорії пружності різноопірних матеріалів [5]. Тобто дисипативний потенціал W має вигляд несиметричного еліпсоїда в координатах (e, γ) інваріантів тензору швидкостей деформацій e_{ij} ; $e = e_{ij}$; $\gamma^2 = (e_{ij} - 1/3 e \delta_{ij})(e_{ij} - 1/3 e \delta_{ij})$;

$$W = \begin{cases} \frac{\zeta_{eff}^+}{2} \cdot e^2 + \eta_{eff} \gamma^2; & e > 0 \\ \frac{\zeta_{eff}^-}{2} \cdot e^2 + \eta_{eff} \gamma^2; & e < 0 \end{cases}, \quad (2)$$

вважаючи, що в кожній з півплощин $e > 0$ і $e < 0$ поведінка матеріалу описується класичною лінійною теорією в'язкості, але модулі об'ємної в'язкості ζ_{eff}^+ та ζ_{eff}^- є різними, при тому, що модуль зсувної в'язкості η_{eff} , внаслідок неперервності двох зімкнених поверхонь, є однаковим. Таким чином, вдалося розповсюдити реологічну модель спікання В.В.Скорохода на випадок пористих матеріалів з двовимірними дефектами. Хоча модель нелінійна та різноопірна до розтягу та стиску, вона залежить лише від трьох модулів в'язкості, причому один береться з вихідної лінійної теорії і лише два залежать як від пористості так і від дефектності. Потенціал спікання теж виражається через константи вихідної лінійної теорії спікання та один з двох вищезгаданих чисельно обрахованих модулів для нелінійної теорії. Виявлено, що ступінь знеміцнення матеріалу внаслідок площинних дефектів суттєво залежить не лише від знаку навантаження, але і від схеми деформування.

Список літератури

1. Shtern M.B. Elastic model of isotropic powder materials with different tensile and compressive properties // Powder Metall. Met. Ceram. – 2009. – 48. – P. 257–266.
2. Kachanov M. Elastic solids with many cracks and related problems // Advances in Applied Mechanics. V.30, Boston: Academic Press, 1994, P.259 – 445.
3. Вдовиченко А.В., Подрезов Ю.Н. Эволюция динамического модуля Юнга и демпфирующей способности пористого железа // Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. – 27, № 11. – С. 1429–1440.
4. Skorokhod V.V., Shtern M.B., Olevsky E.A. Continuum theory for sintering of porous bodies: model and application // Science of Sintering. – 1991. – 23, №2 – P. 79 – 91.
5. Kuzmov, A., Vdovychenko, O., Shtern, M., Kirkova O. Modeling of Multimodulus Elastic Behavior of Damaged Powder Materials Using Computational Micromechanics. Powder Metall Met Ceram 59, 491–498 (2021).

ЗАЛИШКОВІ НАПРУЖЕННЯ ПРИ ЕЛЕКТРОКОНТАКТНІЙ ОБРОБЦІ ПОВЕХОНЬ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ІЗ ГАЗОТЕРМІЧНИМИ ПОКРИТТЯМИ

Лопата О.В., PhD, E-mail: lopata-sasha@ukr.net Кобзар В.Л., PhD,
E-mail: 12valera12@gmail.com, Лопата Л.А., к.т.н., доц., E-mail: beryuza@ukr.net,
Калініченко В.І., к.т.н., E-mail: v-lik@ukr.net,
Інститут проблем міцності імені Г. С. Писаренка НАН України

Залишкові напруження визначають властивості деталей з покриттями: їх міцність втоми, міцність зчеплення покриття з поверхнею деталі, критичні деформації деталі. Однак не зустрічаються відомості про порівняльну ефективність цих властивостей або їх еквівалентність, а також роль адгезійної міцності в їх співвідношенні. З аналізу роботи [1-3] випливає, що найбільш виражена форма прояву залишкових напружень це залежність міцності зчеплення т_{зч} від товщини покриття h. Зниження міцності зчеплення т_{зч} із зростанням товщини покриття h аж до мимовільного відшарування властиве газотермічним покриттям [2, 3]. Зазначено [1, 2], що тонкі покриття з високим рівнем залишкових напружень не відшаровуються, у той час як відшарування товстих покриттів спостерігається при нижчому рівні залишкових напружень. Як правило, залишкові напруження не дозволяють збільшити товщину покриттів до необхідного розміру. Критична товщина покриття обмежена та залежить від номінальної міцності зчеплення [2]. Залежність міцності зчеплення від товщини пояснюється тим, що пружні напруження зменшують міцність утримання покриття. Методами фотопружності показано зростання дотичних напружень в поверхні адгезійного зв'язку зі збільшенням товщини [2]. Проаналізовано [3] два випадки відшарування покриття від основи: за рахунок деформування основи зовнішнім навантаженням та за рахунок зростання товщини покриття. Залежність міцності адгезійного зв'язку від деформації поверхні деталі у першому випадку і від товщини покриття у другому - ідентичні (рис. 1).

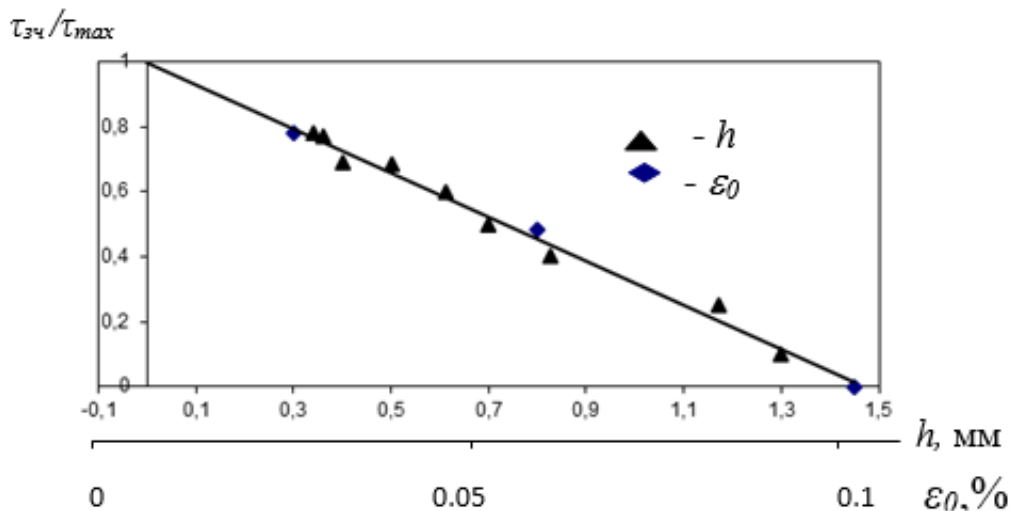


Рисунок 1 - Відносна міцність адгезійного зв'язку від деформації поверхні деталі ε_0 (♦) при її розтягуванні основи та від товщини покриття h (▲) при дії в покритті тільки залишкових напружень

Звідси можна зробити висновок про еквівалентність навантаження адгезійного зв'язку. На відміну від більшості покриттів, покриття, отримані методом газотермічного напилення із послідуною електроконтактною обробкою [1] характеризуються товщинами до 3 мм і адгезійною міцністю до 200 МПа.

Електроконтактна обробка газотермічних покриттів є інтенсивним процесом, що протікає в порівняно малому обсязі. Наявність концентрованого джерела тепла, температура якого близька до температури плавлення металу покриття, тиск, висока швидкість нагріву приводять до структурних змін і пружно-пластичних деформацій, як у покриттях, так і в самих деталях. Це створює умови для виникнення залишкових напружень, епюра яких залежить від розташування зони зміцнення, її форми та розмірів.

Рентгеноструктурним аналізом була встановлена величина залишкових напружень, яка суттєво залежить від тиску електроконтактної обробки та від самого процесу. Збільшення тиску при обробці газотермічних покриттів призводить до зниження залишкових напружень більш ніж у 2 рази. Реальні тиски, які доцільно прикладати не дозволяють суттєво знизити залишкові напруження, величина яких зберігається в межах 800...1000 МПа, що призводить до утворення тріщин та зсувів у покриттях. Застосування нагріву поступово при електроконтактній обробці дозволяє знизити значення залишкових напружень до величин 270... 300 МПа, що пояснюється рівномірним прогріванням напиленого шару по перерізу і відсутністю ділянок з локальним підвищенням температури. Аналіз епюр залишкових напружень у поздовжньому перерізі деталі показує, що максимальні напруження розтягу спостерігаються в центральній частині і знижуються до країв деталі. Напруження, що діють поперек покриття при наближенні до торців знижуються і переходять в стискаючі напруження. При цьому максимальні стискаючі напруження спостерігається по краях поверхні деталі, на яку наноситься покриття. У поперечному перерізі деталі максимальні напруження розтягу зафіксовані безпосередньо біля межі зони зміцнення. У міру віддалення від неї напруження знижуються і переходять у напруження стиску. Поздовжні напруження розтягу мають максимальні значення в покритті, а мінімальні - в центральній частині поверхні деталі, на яку нанесене покриття. Таким чином, як у покритті, так і в зоні з'єднання його з деталлю (включаючи зону термічного впливу) діють напруження розтягу. Це можна пояснити тим, що в поверхні деталі з покриттям залишкові напруження формуються під впливом наступних трьох чинників:

- в результаті нерівномірного нагріву виникають неоднорідні пластичні деформації, в результаті яких у покритті і зоні його з'єднання з поверхнею деталі можуть виникати залишкові напруження розтягу, які врівноважуються до центру деталі і переходять в стискаючі напруження;

- висока швидкість охолодження в шарі покриття та в зоні термічного впливу викликає структурні зміни, що ведуть до виникнення напружень розтягу в центральній частині деталі, які знижуються у напрямку її торців;

- відмінність коефіцієнтів термічного розширення деталі та покриття також призводить до появи залишкових напружень. Встановлено, що напруження в газотермічному покритті при його обробці електроконтактним методом визначаються не лише температурними градієнтами та лінійними деформаціями, а й співвідношеннями фізико-механічних властивостей та розмірами покриття й деталі. Це дозволяє припустити, що знизити залишкові напруження можна такими способами:

- шляхом узгодження властивостей матеріалів покриття й деталі;
- зменшенням впливу об'ємних змін структурних перетворень вихідних матеріалів при нагріванні та охолодженні;

- створенням при нанесенні покриття змінного температурного поля та регульованого охолодження;

- формуванням між покриттям та поверхнею деталі проміжного шару з високопластичних матеріалів;

- зниження всіх видів напружень у покритті за рахунок оптимального вибору величини поверхні деталі, на яку наноситься покриття.

При використанні електроконтактної обробки після газотермічного напилення покриттів отримані позитивні результати: величина залишкових напружень не перевищує 200 МПа; деталі з газотермічними покриттями, що пройшли електроконтактну обробку, характеризуються плавною зміною твердості від покриття до поверхні деталі та збільшеною дифузійною зоною. Таким чином, величина тиску і технологічна схема процесу електроконтактної обробки істотно впливають на рівень залишкових напружень і міцність зчеплення покриттів. З цієї точки зору перевагу слід віддати нанесенню покриттів газотермічним напиленням із послідуною електроконтактною обробкою з поступовим збільшення температури та тиску процесу.

Таким чином, після електроконтактної обробки газотермічних покриттів зі зростанням їх товщини знижуються залишкові напруження, тому обробка електроконтактним методом дозволяє наносити газотермічні покриття товщиною до 3 мм і більше з одночасним підвищенням можливої критичної деформації поверхні деталі. Таким чином, можна збільшити здатність навантаження деталі з покриттям без ризику відшарування покриття.

Для розрахунку несучої здатності поверхонь деталей машин з покриттям на стадії виробництва та відновлення зношених деталей необхідно враховувати такі обставини:

- більшість покриттів, у тому числі й нанесені газотермічним напиленням із послідуною електроконтактною обробкою, потребують фінішної обробки для забезпечення необхідної чистоти поверхні та розмірів деталі. Тому у товщині покриття h необхідно передбачити припуск на фінішну обробку];

- для чистового точення деталі з покриттям рівень адгезійної міцності має забезпечити можливість обробки без відшарування покриття. Тому адгезійна міцність повинна мати запас, величина якого визначається режимами та умовами чистової обробки. Для вибору оптимального співвідношення ε_d , $\tau_{зч}$ та h на рис. 2 наведено їх залежності з урахуванням залишкових напружень. Криві 1, 2 та 3 побудовані для різних фіксованих значень $\tau_{зч}$. Крива 4 отримана на основі експериментальної залежності з урахуванням залишкових напружень.

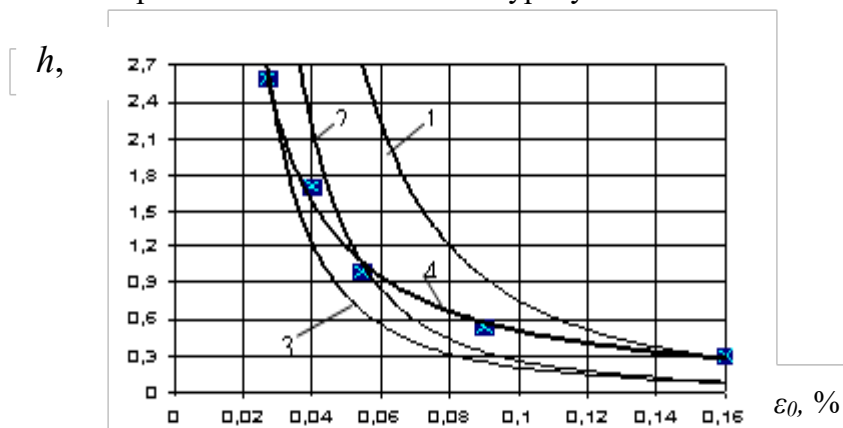


Рисунок 2 - Граничний стан поверхні деталі з покриттям:

1 - $\tau_{зч} = 200$ МПа; 2 - $\tau_{зч} = 155$ МПа; 3 - $\tau_{зч} = 135$ МПа;
4 - на підставі експериментальної залежності (рис. 1)

Таким чином, на відміну від більшості покриттів, покриття, отримані методами газотермічного напилення з послідуною електроконтактною обробкою, характеризуються товщинами до 3 мм і адгезійною міцністю до 200 МПа. Напруження в покритті можуть виникати як наслідком технології нанесення (залишкові напруження), так і виникати в результаті експлуатаційного навантаження. З аналізу роботи визначено, що найбільш виражена форма прояву залишкових напружень це залежність міцності зчеплення $\tau_{зч}$ від товщини покриття h . Як правило, залишкові напруження не дозволяють збільшити товщину

покриттів до необхідного розміру. Критична товщина покриття обмежена та залежить від номінальної міцності зчеплення.

Список літератури

1. Ляшенко Б.А., Сорока Е.Б. Особенности высокочастотного нагружения материалов с покрытиями. *Проблемы прочности*, №5, 134 -138, (1998).
- 2.. Ляшенко Б.А. О критериях когезионно-адгезионной равнопрочности и термостойкости защитных покрытий. *Прблемы прочности*. №10, 114-116. (1980).
3. Смирнов І.В., Лопата О.В., Зінковський А.П., Кобзарь В.Л. Адгезійна міцність та залишкові напруження в покриттях, отриманих електроконтактним методом *Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем: матеріали X міжнародної науково-практичної конференції* (26-27 травня 2022 р. ЧНУ «Чернігівська політехніка, м. Чернігів). Чернігів: Ч. 2, 52-55, (2022).

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИРОДИ РАДІАЦІЙНИХ ДЕФЕКТІВ В ОПРОМІНЕНИХ ЕЛЕКТРОНАМИ МОНОКРИСТАЛАХ n-Ge

Луцьков С. В.

Луцький національний технічний університет, вул. Львівська 75,
м. Луцьк, 43018, Україна, luniovser@ukr.net

Як відомо [1], опромінення напівпровідників частинками або квантами високих енергій призводить до утворення радіаційних дефектів різної природи, причому більшість таких дефектів є багатозарядними. В результаті такого опромінення в забороненій зоні напівпровідника утворюється широкий спектр енергетичних рівнів радіаційних дефектів. Концентрація різного роду дефектів, утворених при опроміненні, буде залежати від технологічних умов одержання монокристалів напівпровідників та опромінення (вид бомбардує частинок, їх енергія, температура опромінення). Тому дослідження природи радіаційних дефектів та їх впливу на різні фізичні властивості напівпровідників, створення на їх основі різних електронних приладів є актуальною задачею фізики напівпровідників та напівпровідникового матеріалознавства.

Одним з перспективних напівпровідникових матеріалів, який використовується в радіаційних технологіях, є германій. Обмеженість застосування методу ЕПР для германію не дозволяє точно ідентифікувати рівні радіаційних дефектів. Спроби розділити дефекти за їх інтервалами відпалу часто призводять до хибних висновків, тому що різні радіаційні дефекти в германії відпалюються при близьких температурах [2]. Оскільки енергетичні положення рівнів різних радіаційних дефектів в забороненій зоні германію (пов'язаних, наприклад, з А - і Е - центрами) знаходиться досить близько, то з метою ідентифікації їх природи також корисними будуть експерименти з використанням одновісного тиску.

В нашій роботі проводились вимірювання ефекту Холла та тензо-холл-ефекту для опромінених потоком електронів $\Phi = 5 \cdot 10^{15}$ ел./ см², з енергією 10 MeV, монокристалів n-Ge <Sb>. Домінуючим радіаційним дефектам, які утворились в результаті такого опромінення, в забороненій зоні германію відповідав глибокий енергетичний рівень $E_A = E_c - (0.27 \pm 0.02)$ eV, який, скоріше всього, може належати А - або Е – центру. Враховуючи одержані експериментальні результати вимірювань пьезо-хол-ефекту, було одержано залежності ефективної енергії іонізації даного рівня від одновісного тиску, який прикладався вздовж різних кристалографічних напрямків (рис. 1). Також на основі методу найменших квадратів були одержанні апроксимаційні поліноми для розрахунку даних залежностей.

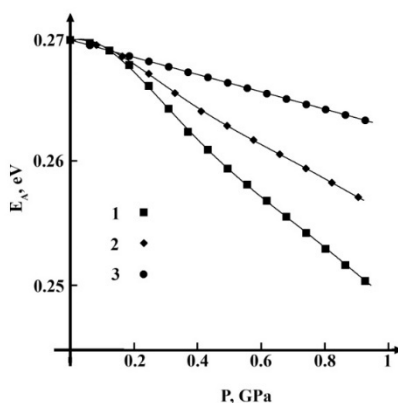


Рис. 1. Залежність ефективної енергії іонізації рівня $E_A = E_c - (0.27 \pm 0.02)$ eV від одновісного тиску: 1 – одновісний тиск вздовж кристалографічного напрямку [111]; 2– одновісний тиск

вздовж кристалографічного напрямку [110]; 3– одновісний тиск вздовж кристалографічного напрямку [100]; суцільні криві - теоретичні розрахунки на основі апроксимаційних поліномів.

В роботі [3] з використанням методу DLTS та одновісних тисків до 0.4 ГПа були знайдені баричні коефіцієнти для різних компонент глибокого рівня А - центру в германії, що виникають внаслідок розщеплення цього рівня при прикладеному одновісному тиску. Для порівняння наших результатів з результатами авторів даної роботи, з метою ідентифікації природи утворених при електронному опроміненні радіаційних дефектів, нами також проводилися розрахунки залежностей ефективної енергії іонізації глибокого рівня А-центру від одновісного тиску вздовж кристалографічних напрямків [110] та [111] з врахуванням даних баричних коефіцієнтів. Як показали розрахунки, залежності ефективної енергії іонізації глибокого рівня $E_A = E_c - (0.27 \pm 0.02)$ еВ від одновісних тисків вздовж кристалографічних напрямків [110] і [111], які отримані на основі вимірів тензо-холл-ефекту добре корелюють з відповідними теоретичними залежностями для А-центру в германії. Це дозволяє зробити висновок, що за утворений при електронному опроміненні n-Ge глибокий рівень $E_A = E_c - (0.27 \pm 0.02)$ еВ радіаційних дефектів відповідальним є А-центр.

- [1] C. Claes, E. Simoen, Germanium-Based Technologies, Elsevir, (Springer, Oxford, 2007).
- [2] Mooney P.M., Poulin F., and Bourgoin J.C., Phys. Rev. B 28, 3372 (1983).
- [3] V.P. Markevich, V.V. Litvinov, L. Dobaczewski et al., Physica B 340–342, 844 (2003).

РОЗРОБКА МАТЕРІАЛУ ДЛЯ РАДІАЦІЙНОГО ЗАХИСТУ

С.В. Луньов, М.В. Хвищун

Луцький національний технічний університет, вул. Львівська 75,
м. Луцьк, 43018, Україна, luniovser@ukr.net

Проблема захисту елементів електронної техніки та автоматики від дії агресивної радіації є актуальною для атомної та ядерної енергетики, космосу, наукових досліджень [1]. Вона може бути вирішеною шляхом розробки різних захисних екранів або покриттів. Металічні покриття та екрани є дорогівартісними, масивними, нетехнологічними, що створює ряд незручностей, особливо при захисті від радіації мініатюрних елементів електроніки. В даному відношенні перспективним є розробка радіаційно-захисних покриттів, які безпосередньо можна нанести на поверхні таких елементів. Відносно дешевими, легкими, технологічними, корозійно стійкими та адгезійно міцними, з малою зносостійкістю є епоксикомпозитні покриття. З попередніх наших досліджень [2, 3] було зроблено висновок, що такі покриття, наповненні порошками заліза та алюмінію значно підвищують радіаційну стійкість монокристалів кремнію та германію. Проте, в даних роботах не було розглянуто залежності радіаційної стійкості даних монокристалів та відповідно ефективності одержаного епоксипокриття від вмісту наповнювача попошку металу. Це стало предметом дослідження даної роботи.

Епоксикомпозитне покриття товщиною 5 мм, одержане на основі епоксидно-діанової смоли марки ЕД–20 з твердником ПЕПА без наповнювача та з наповнювачем порошку заліза, наносилось на монокристал германію, легований домішкою сурми. Детальний опис методики підготовки зразків германію та епоксикомпозитного покриття представлений в роботах [2, 3]. При цьому були одержані такі покриття з вмістом порошку заліза в його об'ємі від 20 до 70%. Опромінення зразків германію, покритих шаром епоксикомпозиту, здійснювалось при кімнатній температурі на мікротроні М-30 електронами з енергією 19 МеВ та потоками $\Phi=2 \cdot 10^{13}$ ел./см² та $\Phi=6,9 \cdot 10^{14}$ ел./см². Ефективність одержаного такого радіаційно-захисного покриття оцінювалась по зміні електричних властивостей монокристалів германію. Для цього проводились вимірювання електропровідності та ефекту Холла для неопромінених та опромінених зразків германію, покритих шаром епоксикомпозиту та без шару епоксипокриття. При опроміненні монокристалів германію потоками $\Phi=2 \cdot 10^{13}$ ел./см² без шару епоксипокриття спостерігалось незначне зростання їх питомого опору за рахунок зменшення концентрації та рухливості електронів. Нанесення додаткового покриття на зразки германію та збільшення вмісту наповнювача в ньому призводило до зменшення питомого опору та зростання концентрації та рухливості електронів. При вмістові наповнювача порошку заліза в об'ємі епоксипокриття більше 20% електричні параметри досліджуваних зразків германію були такими ж як і для неопромінених монокристалів. Тобто таких шар епоксикомпозиту дозволяє повністю забезпечити захист від електронного опромінення з енергіями $E \leq 19$ МеВ та потоками $\Phi \leq 2 \cdot 10^{13}$ ел./см². При опроміненні зразків германію потоком $\Phi=6,9 \cdot 10^{14}$ ел./см² відбулась п-р-конверсія типу їх провідності та значне зростання їхнього питомого опору за рахунок, в першу чергу, зменшення концентрації носіїв струму. Це могло свідчити про значну концентрацію утворених радіаційних дефектів, які є компенсуючими центрами по відношенню до домішкових центрів сурми, якою леговані монокристали германію, а також про утворення великих областей порушень (включень) в об'ємі германію при опроміненні з р-типом провідності. Як і для випадку опромінення потоком $\Phi=2 \cdot 10^{13}$ ел./см², додатковий шар епоксипокриття зменшував ступінь дефектоутворення в монокристалах германію, що впливало на зменшення питомого опору, зростання концентрації та рухливості носіїв струму зі збільшенням вмісту наповнювача порошку заліза. Проте, мінімальне значення питомого

опору та максимальне значення концентрації носіїв струму було одержано для зразків германію, покритих шаром епоксипокриття з наповнювачем порошку заліза, вмістом 50%. Подальше зростання вмісту наповнювача призводило до зростання даних електричних параметрів опромінених монокристалів германію, покритих шаром епоксипокриття. Також для монокристалів германію, покритих шаром епоксидної смоли з вмістом порошку заліза більше 40%, спостерігалась зворотна р-п-конверсія типу їх провідності, що може свідчити про зміну дефектної структури даних монокристалів. Захисний епоксикомпозитний шар зменшує енергію електронів та відповідно концентрацію утворених дефектів, їх розміри (для включень). Це може бути причиною одержаної зворотної р-п-конверсії. Сумарні втрати енергії електронів при проходженні через композит будуть залежати від молекулярної структури епоксипокриття, концентрації наповнювача, співвідношення між густиною, зарядовим та масовим числом для кожного елемента, який входить до складу епоксикомпозиту [4]. Тому таке співвідношення для шару епоксидної смоли з вмістом порошку заліза 50% є найбільш оптимальним щодо захисту від радіації.

Одержане радіаційно-захисне покриття на основі епоксидно-діанової смоли марки ЕД–20 з твердником ПЕПА з наповнювачем порошку заліза може бути використаним для захисту елементів напівпровідникової електроніки, виготовлених як з германію, так і інших напівпровідників, від дії високоенергетичного електронного опромінення. Таке покриття є дешевим, легким, технологічним по відношенню до металевих захисних покриттів або екранів.

Література

1. Розробка захисних покриттів на основі епоксикомпозитних матеріалів для монокристалів германію від впливу магнітного поля та радіації. Ю. А. Удовіцька, С. В. Луньов, В. П. Кашицький та ін. *Сенсорна електроніка і мікросистемні технології*. 2019. V. 16(4). Р. 53–65.
2. Development of epoxy composite protective coatings for increasing the radiation stability of n-Ge single crystals. Y. A. Udovyt'ska, V. T. Maslyuk. *Functional Materials*. 2019. V. 27(1). Р. 24–28.
3. Effect of Epoxy Composite Coatings on Radiation Stability and Magnetic Sensitivity of n-Si Single Crystals. Y. A. Udovyt'ska, S. V. Luniov, V.P. Kashytskyi [and others]. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. 2021. V. 57(2). Р. 222–227.
4. Оцінка екрануючої властивості шару епоксикомпозиту від потоку електронного опромінення / С.В. Луньов, М.В. Хвищун, А.І. Цизь // Актуальні проблеми фундаментальних наук: матеріали IV Міжнар. Наук. конф., 1-5 червня 2021 р., Луцьк: Вежа-друк, 2021. С. 124–127.

ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ СКЛАДНО-КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ ГІДРОТЕРМАЛЬНОГО ПОРОШКУ ZrO_2 ПРИ 1400 °C

Макудера А.О., наук. співр.¹, Лакиза С.М., д.х.н., с.н.с.^{1,2}, Дуднік О.В., д.х.н., зав. відділу¹, Редько В.П., к.х.н., с.н.с.¹, Шмибельський В.Б., аспірант¹, Гречанюк М.І., д.т.н., с.н.с.¹

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України Україна, 03142, Київ, вул. Омеляна Пріцака, 3

*E-mail: alina.makudera@gmail.com

²ENSEMBLE 3 Центр передового досвіду з нанофотоніки, передових матеріалів та нових технологій, заснованих на вирощуванні кристалів, Варшава, Польща

Термобар'єрні покриття (ТБП) призначені для зниження температури та захисту лопаток газових турбін від впливу високотемпературних газових потоків у процесі експлуатації [1]. Широко вивчений і використовуваний матеріал верхнього шару ТБП – твердий розчин на основі ZrO_2 , стабілізованого 6 – 8 мас. % Y_2O_3 , який характеризується низькою теплопровідністю та відносно високим коефіцієнтом термічного розширення, наближається до температурної межі свого застосування (< 1200 °C) через спікання та фазові перетворення t'-фаза $ZrO_2 \rightarrow T-ZrO_2 + F-ZrO_2$ з подальшим утворенням M- ZrO_2 при пониженні температури [2]. Пошук матеріалів керамічного шару ТБП наступного покоління сфокусован в основному на трьох- або чотирьохкомпонентних і навіть складніших оксидних системах. Збільшення напруги і дефектності кристалічної структури кераміки призводить до появи низькочастотних оптичних фононів, які, у свою чергу, збільшують перетин розсіювання фононів і, отже, зменшують теплопровідність кераміки [3].

Для мікроструктурного проектування високодефектних складно-композиційних шарів ТБП на основі ZrO_2 представляють інтерес концентрати оксидів РЗЕ природнього походження, які утворюються в процесі переробки апатитових руд [4].

Мета роботи: дослідити фазовий склад складно-композиційних матеріалів на основі твердих розчинів ZrO_2 , легованого концентратом оксидів РЗЕ ітрієвої підгрупи природнього походження, після термообробки при 1400 °C протягом 12, 16 та 20 годин для розробки новітніх ТБП з підвищеною температурою експлуатації

Вважають, що присутність дефектних кластерів та нанofаз розміром від 5 до 100 нм є причиною значного зниження теплопровідності, покращення опору спіканню та зумовлює тривалий термін високотемпературної стабільності сучасних багатокомпонентних ТБП. [5]. Тому для дослідження обрано нанокристалічний порошок ZrO_2 , одержаний гідротермальним методом у кислому середовищі [6] та порошок суміші оксидів РЗЕ ітрієвої підгрупи (ВК) складу (мас.%): Y_2O_3 – 13,3; Tb_4O_7 – 1,22; Dy_2O_3 – 33,2; Ho_2O_3 – 8,9; Er_2O_3 – 21,8; Tm_2O_3 – 1,86; Yb_2O_3 – 12,5; Lu_2O_3 – 0,57; сумарний вміст інших оксидів – 6,65 (у тому числі Al_2O_3 – 3,2) природнього походження.

Для проведення експериментів виготовлено суміші ZrO_2 /ВК наступних складів (мас. %): 90 ZrO_2 – 10 ВК, 80 ZrO_2 – 20 ВК і 70 ZrO_2 – 30 ВК.

Вихідні порошки змішано в лабораторному шаровому млині у середовищі ізопропілового спирту протягом 8 годин. Застосовано мелючі тіла з ZrO_2 . Після змішування порошки ZrO_2 /ВК висушено у повітрі у сушильній шафі SNOL 58/350 при 80 °C протягом 10 годин. Зразки сформовано на гідравлічному пресі у вигляді таблеток діаметром 20 мм та висотою 5-6 мм. Термічну обробку зразків ZrO_2 /ВК проведено у печі Nabertherm GmbH LHT 08/17 при 1400 °C протягом 12 та 20 год у корундових тиглях.

Фазовий склад складно-композиційних зразків ZrO_2 /ВК після різних термінів термообробки досліджено методом рентгенофазового аналізу (Rigaku SmartLab 3kW Diffractometer).

Після відпалу зразків протягом 12 г при 1400 °C на рентгенограмах спостерігали утворення суміші фаз на основі ZrO_2 : моноклінної (m) фази ZrO_2 , твердого розчин ZrO_2 з тетрагональною структурою (T) та твердого розчину з кубічною структурою типу флюориту (F) на основі ZrO_2 . При збільшенні кількості легуючої добавки з 10 до 30 мас.% вміст m - ZrO_2 зменшився з 9.1 до 0.5 %, T- ZrO_2 з 76.7 до 16.7%, а F – ZrO_2 збільшився з 14.2 до 82.8 %. При витримці 20 годин, зі збільшенням легуючої добавки з 10 мас.% до 30 мас.% вміст m - ZrO_2 зменшився з 75.9 % до 1.3%, а вміст F – ZrO_2 збільшився з 24.1% до 98.7%. Збільшення терміну витримки при 1400 °C практично не впливало на розмір первинних кристалітів m - ZrO_2 , та F – ZrO_2 та поруватість зразків.

Одержані результати показують перспективність використання концентрату оксидів РЗЕ ітрієвої підгрупи природнього походження для розробки новітніх ТБП.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

8. Mehta A., Vasudev H., Singh S. Recent developments in the designing of deposition of thermal barrier coatings. *A review, Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 26, Part 2. P. 1336–1342. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.271>.
9. Vaßen R. Overview on advanced thermal barrier coatings. Ophelia Jarligo M., Steinke T., Mack D. Em., Stöver D. *Surf. Coat. Technol.* 2010. Vol. 205. P. 938–942.
10. Ke Rena Qiankun Wanga, Gang Shao, Xiaofeng Zhao, Yiguang Wang. Multicomponent high-entropy zirconates with comprehensive properties for advanced thermal barrier coating. *Scripta Mater.* 2020. Vol. 178, No. 15. P. 382–386. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.12.006.
11. Composite ceramics for thermal-barrier coatings produced from zirconia doped with rare earth oxides O.V. Dudnik, S.M. Lakiza, M.I. Grechanyuk, V.P. Red'ko, I.O. Marek, A.O. Makudera, V.B. Shmibelsky, O.K. Ruban *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2022 Vol. 61, Nos. 7-8, P. 441-450, DOI 10.1007/s11106-023-00331-2
12. Zhu D., Chen Y.L., Miller R.A. Defect clustering and nanophase structure characterization of multicomponent rare earth-oxide-doped zirconia-yttria thermal barrier coatings. NASA/TM–2004-212480 2004. Электронный ресурс. Режим доступа к документу: <https://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20040015329.pdf>
13. Шевченко А.В., Рубан А.К., Дудник Е.В., Мельникова В.А. Гидротермальный синтез ультрадисперсных порошков диоксида циркония // Порошковая металлургия. – 1997. - № 7/8. – С. 74 – 80.

МОДУЛЬНИЙ ПІДХІД ДО АВТОМАТИЗОВАНОГО ПРОЄКТУВАННЯ МУЛЬТИКОПТЕРІВ ІЗ АДАПТАЦІЄЮ ПІД ВИМОГИ ПОЛЬОТНОЇ МІСІЇ

Малий О.Ю., к.т.н., доц., завідувач кафедри інформаційних технологій електронних засобів, **Фурманова Н.І.**, к.т.н., доц., декан факультету інформаційної безпеки та електронних комунікацій, **Онищенко В.Ф.**, к.ф.-м. н., доцент кафедри інформаційних технологій електронних засобів
Національний університет «Запорізька політехніка»

Сучасне машинобудування дедалі частіше стикається з потребою у розробці високофункціональних, адаптивних та швидко модифікованих технічних систем. Особливе місце в цій тенденції посідають безпілотні літальні апарати (БПЛА), які активно впроваджуються у сфері логістики, моніторингу, картографування, рятувальних операцій і технологічного спостереження. У зв'язку з різноманітністю сценаріїв використання виникає потреба в гнучкій та швидкій системі проєктування, що передбачає можливість адаптації конфігурації дрона під конкретну місію [1, 2]. У цьому контексті особливої актуальності набуває методика автоматизованого передпроектного вибору компонентів БПЛА.

Запропонована методика [3] орієнтована на конструкції квадрокоптерного типу та базується на принципах модульного підходу та автоматизованого підбору компонентів. Система структурована навколо п'яти основних функціональних модулів:

- контролер забезпечує стабілізацію, орієнтацію та виконання команд на основі даних від IMU, барометра та GPS;
- трансмісія включає двигуни, пропелери, ESC; відповідає за створення підйомної сили та маневреність;
- відеомодуль використовується для передачі зображення у режимі реального часу;
- модуль зв'язку включає засоби телеметрії, передавачі та приймачі;
- корисне навантаження залежить від цілей: сенсори, доставкові механізми, пристрої збору даних тощо.

Методика передбачає 8 послідовних кроків:

1. Формування вимог місії: визначається мета використання БПЛА (спостереження, доставлення, картографування тощо), встановлюються вимоги до типу датчиків, навантаження, наявності відеозв'язку.

2. Визначення тривалості польоту: оператор задає бажаний час автономної роботи пристрою, що значно впливає на вибір акумулятора та приводу.

3. Уточнення габаритних обмежень: наприклад, для портативного дрона важлива можливість транспортування у рюкзаку, отже гвинти мають бути невеликого діаметра.

4. Оцінка загальної злітної ваги, що складається з ваги корпусу, корисного навантаження, акумулятора, компонентів трансмісії; цей параметр є базовим для наступних розрахунків.

5. Вибір силової установки: на цьому етапі використовується база даних двигунів і пропелерів, і відбір відбувається за критеріями відповідності тяги, ефективності, розміру та сумарної ваги; оптимізація виконується програмним засобом на основі експериментальних даних із тягового стенду.

6. Розрахунок часу польоту: враховується корисна ємність акумулятора (з поправкою на недопустимість глибокого розряду), повна маса БПЛА, тяга на кожен гвинт, ефективність пропелера та двигуна. Для підвищення точності обчислень алгоритм враховує енергоспоживання відео, зв'язку та навантаження. Середня похибка моделі становить менш ніж 2%.

7. Реалізація прототипу: обрана конфігурація апаратних компонентів збирається у повнофункціональний дрон для експериментального тестування.

8. Тестування та налаштування виконується випробування у реальних умовах з реєстрацією енергоспоживання, часу польоту та стабільності керування. У разі потреби – повернення до етапів 5–6 для корекції вибору.

Окремо було проведено моделювання систем керування у середовищі Simulink. Використано передатні функції для електродвигунів і сервомеханізмів. На основі моделей побудовано PID-регулятори по осях крену, тангажу та ролу. Досліджено частотні характеристики (діаграми Бode та Найквіста), що дозволило підтвердити стабільність у замкненому контурі.

Запропонована методика дозволяє забезпечити гнучке й ефективне проєктування мультикоптерів для різних сценаріїв використання, скорочує час на підбір конфігурації, зменшує ризик технічних помилок, знижує вимоги до досвіду інженера. Завдяки використанню автоматизованого програмного забезпечення з інтегрованими розрахунками та візуалізацією результатів методика може бути інтегрована в системи CAD/CAE або застосована для освітніх цілей, зокрема у вивченні систем автоматизації та моделювання в машинобудуванні.

Підхід є узагальнюваним – він може бути адаптований до інших типів безпілотних або автоматизованих технічних систем, де важливі параметричне моделювання, модульність і швидке конфігурування обладнання під задачі виробництва або експлуатації.

Література:

1. Morgan J.S.May, Mateus A.R.Braga, and Philip A.Ferguson. (2022). SOFAR and Auto-link: software tools that bridge the gap between multirotor drone design optimization and CAD. *Drone Systems and Applications*. 10(1): 444-452. <https://doi.org/10.1139/dsa-2021-0051>
2. Krishnan, S., Wan, Z., Bhardwaj, K., Whatmough, P., Faust, A., Neuman, S., Wei, G.-Y., Brooks, D., & Reddi, V. J. (2021). AutoPilot: Automating SoC Design Space Exploration for SWaP Constrained Autonomous UAVs. *arXiv preprint arXiv:2102.02988*.
3. Malyi, O. Y., Pospeieva, I. Y., Furmanova, N. I., Onyshchenko, V. F., Zaluzhnyi, M. Y., & Ivanov, V. V. (2024). Методика передпроектного вибору компонентів FPV квадрокоптерного типу за заданими значеннями тяги, швидкості та часу польоту. *Electrical Engineering and Power Engineering*, (1), 35-49. <https://doi.org/10.15588/1607-6761-2024-1-4>

ФОРМУВАННЯ ВПОРЯДКОВАНОЇ ФАЗИ L10 У НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКАХ FePt/FePd НА ПІДКЛАДКАХ SiO₂(100 нм)/Si(001) ПІД ЧАС ВІДПАЛУ У ВОДНІ

Мельников Д.В.¹, студент, Городнича Д.О.¹, магістр, Шкарбань Р.А.¹, к.т.н., Барабаш М.Ю.^{1,2} д.т.н., с.н.с., Вербицька Т.І.¹, к.т.н., Макогон Ю.М.¹, д.т.н., проф.,

¹Educational and Research Institute of Materials Science and Welding National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute"

²Technical Center, N.A.S. of Ukraine

Кедровський С.М.³, к.ф.-м.н., Скорик М.А.³, к.ф.-м.н., ст.д., Сліпченко В.М.³, к.т.н. G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the N.A.S. of Ukraine

Вступ. Тонкі плівки сплавів на основі FePt та FePd з упорядкованою структурою L1₀ можуть застосовуватись в магнітних носіях запису високої щільності та магнітній пам'яті з довільним доступом завдяки їхній високій енергії магнітокристалічної анізотропії. Вони характеризуються значною анізотропією магнітних властивостей, що відкриває перспективи їх практичного використання [1-3]. Ключовою відмінністю між Pd та Pt є здатність Pd утримувати водень у своїй кристалічній ґратці [3].

Мета роботи. Виявлення закономірностей формування впорядкованої фази L1₀ у нанорозмірних плівках FePt/FePd на підкладках SiO₂(100 нм)/Si(001) під час відпалу у середовищі водню.

Матеріали та методи досліджень. Нанорозмірні плівки FePt(15 нм)/FePd(15 нм) загальною товщиною 30 нм були отримані методом магнетронного розпилення на підкладку SiO₂(100 нм)/Si(001) за кімнатної температури (рис.1).

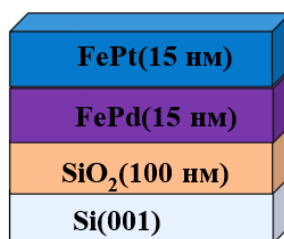


Рисунок 1 – Схематичне зображення плівки FePt(15 нм)/FePd(15 нм)

Після осадження плівки були піддані термічній обробці у водневому середовищі в інтервалі температур 500-700°C впродовж 1 години. Процес фазового перетворення неупорядкованої фази A1 у впорядковану фазу L1₀ досліджено за допомогою методів рентгеноструктурного фазового аналізу, електроннографії та скануючої електронної мікроскопії.

Результати досліджень. Після осадження, на дифрактографії від плівки спостерігалася неупорядкована фаза A1 зі структурою ГЦК (рис. 1). Впорядкована фаза L1₀ починає формуватися під час відпалу за температури 500°C, про що свідчить поява надструктурного рефлексу (001) малої інтенсивності. З підвищенням температури термічної обробки до 700°C зростає інтенсивність рефлексів від впорядкованої фази L1₀ (рис. 2). Параметр ґратки *a* фази L1₀ збільшується зі збільшенням температури відпалу до 700°C. Параметр *c* зменшується в інтервалі температур відпалу 500-650°C.

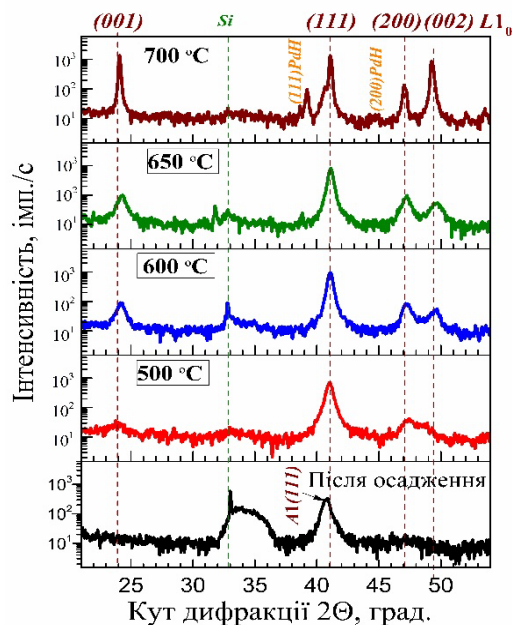


Рисунок 2 – Дифрактограми плівок FePt(15 нм)/FePd(15 нм) після відпалу в температурному інтервалі (500 – 700) °C

Різка зростання параметру c за температури 700°C пов'язано з втіленням атомів водню у плівку. Зменшення відношення c/a свідчить про збільшення ступеню тетрагональності (рис. 3, а). Кількість впорядкованої фази $L1_0$ і зерен з текстурою (001) збільшується з підвищенням температури відпалу до 700°C.

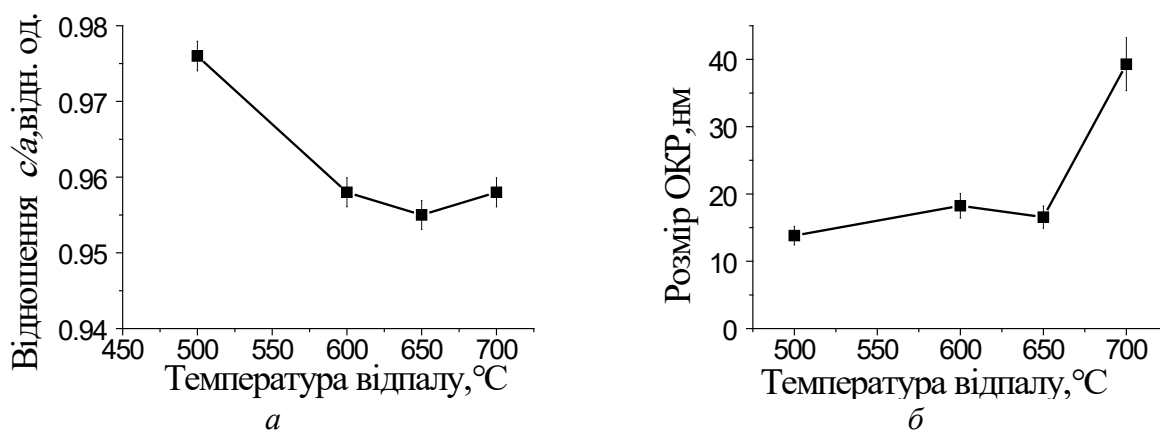


Рисунок 3 – Зміна відношення параметрів ґратки c/a фази $L1_0$ (а) та розміру ОКР (б) у плівці FePt/FePd з температурою відпалу

На рисунку 4 представлено зображення поверхні плівок FePt/FePd після осадження, відпалу у водні за температур 650°C та 700°C. Після осадження поверхня плівок FePt/FePd гладка (рис. 4, а).

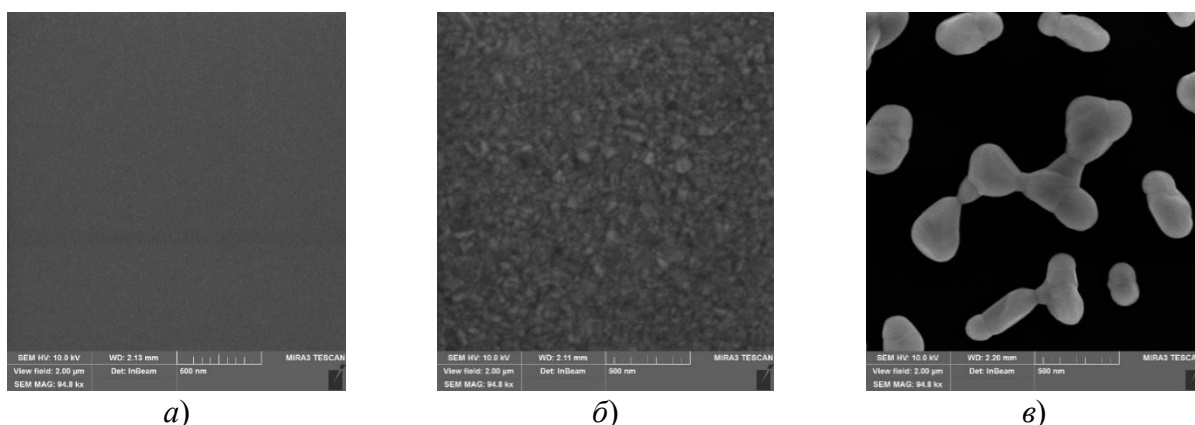


Рисунок 4 – Зображення поверхні плівки FePt/FePd після осадження (а), відпалу у водні за температур 650°C (б) та 700°C (в)

Шорсткість поверхні та розмір ОКР збільшується з температурою відпалу (рис. 3, б та 4, б, в). Після відпалу у водні за температури 700°C плівка стає несучільною (рис. 3, в).

Висновки.

Виявлено, що після осадження плівка має структуру A1. Формування впорядкованої фази $L1_0$ у плівках FePt/FePd починається під час відпалу у водні за температури 500°C. Встановлено, що з підвищенням температури до 700°C збільшується кількість впорядкованої фази. Найбільша кількість зерен впорядкованої фази $L1_0$ з текстурою (001) зростає в плівці під час відпалу у водні при температурі 700°C.

Подяки. Автори висловлюють подяку всім співробітникам кафедри експериментальної фізики-4 Університету м. Аугсбург (Німеччина), завідувачу кафедри професору М. Альбрехту за виготовлення зразків, допомогу у проведенні досліджень і обробці результатів.

Робота виконана за фінансової підтримки німецької служби академічних обмінів (DAAD) гранти ID № 57697641 та 57630758 у рамках стипендіальної програми Леонарда Ейлера.

Список літератури

1. Levchuk L., Shkarban R., Kotenko I., Graivoronska K., Fesenko O., Lukianenko I., Verbytska T., Makogon Iu., Barabash M. Changes in Raman spectra upon formation of ordered $L1_0$ FePd phase during annealing in vacuum and in hydrogen atmosphere, *Thin Solid Films*. 2024. V. 789. 1402000. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2024.140200>
2. Masaaki Futamoto, Masahiro Nakamura, Mitsuru Ohtake, Nobuyuki Inaba, Teruho Shimotsu. Growth of $L1$ -ordered crystal in FePt and FePd thin films on $MgO(001)$ substrate. *AIP Advances* 1 August 2016; 6 (8): 085302. <https://doi.org/10.1063/1.4960554>
3. Bischoff M., Ehrler R., Engelhardt F., Hellwig O., Leistner K., Gößler M. Velocity in Co/Pd Multilayers by Electrochemical Hydrogen Loading, *Adv. Funct. Mater.* 2024. V. 34. 2405323. <https://doi.org/10.1002/adfm.202405323>

МОДИФІКАЦІЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖОРСТКОГО ПІНОПОЛІУРЕТАНУ СИЛІКОНОВОЮ ДОБАВКОЮ

Мікуліч О.А., *д.т.н., проф.*, Семенишин Н.Ю., *аспірант*, Фурс Т.В., *к.т.н., доц.*,
Гулай О.І., *д.пед.н., проф.*, Шемет В.Я., *к.х.н., доц.*
Луцький національний технічний університет,
43018 вул. Львівська, 75, Луцьк, Україна, e-mail: t.furs@lntu.edu.ua

Пінополіуретани (ППУ) – це полімерні спінені матеріали з пористою структурою, що володіють хорошими ізоляційними і механічними властивостями, завдяки чому широко використовуються у будівництві, автомобільній, легкій, меблевій промисловості та побуті, ефективно замінюючи інші матеріали [1]. ППУ вирізняються високими технологічними можливостями, що дозволяє отримувати цей матеріал різних видів: від жорстких і твердих до м'яких і еластичних. Спосіб одержання поліуретанових пін досить простий. Їх отримують в результаті синтезу двокомпонентної суміші поліолу та ізоціанату з додаванням спінювача [2]. Модулюючі властивості забезпечує введення додаткових компонентів, таких як каталізатори, стабілізатори, поверхнево-активні речовини й інші добавки.

Широкий спектр властивостей для різних практичних рішень досягається шляхом модифікації складу компонентів (ізоціанатів, поліолів, інших добавок). Також одним із напрямів видозміни ППУ або ж видозміни властивостей є застосування функціональних добавок [3-5].

Мета цього дослідження полягала в модифікуванні ППУ силіконовою добавкою (силоксановий каучук) й оцінюванні її впливу на морфологію, структуру та властивості матеріалу. Силіконовий модифікатор є низькомолекулярною диметилсилоксановою рідиною, стабілізованою оксидом кремнію. Цей матеріал є високоеластичним, біологічно інертним та термостійким у діапазоні температур від -40°C до $+100^{\circ}\text{C}$. Жорсткі пінополіуретани (з ваговим співвідношенням поліол - поліізоціанат як 2:4) були одержані способом заливки в пластикові ємності. Серія ППУ становила 7 композицій піноматеріалу з вмістом силоксанового каучуку від 0 до 4 вагових часток.

У роботі проаналізовано мікроструктуру та досліджено процес деформації зразків ППУ під час статичного стискання. Результати експериментальних досліджень для різних випадків парціальних співвідношень компонентів піни показали, що частка силоксанових каучукових добавок суттєво впливає не тільки на механічні та міцнісні характеристики піноматеріалів, але й на їх мікроструктуру, морфологію і пористість піни (рис. 1).

Збільшення частки модифікатора в поліол-ізоціанатній суміші компонентів, поряд зі збільшенням міцності та механічних характеристик, призводить до зниження пластичних характеристик піноматеріалів.

Зі збільшенням частки силікону кількість відкритих пор в отриманій піні збільшується. Однак, у цьому випадку товщина стінок комірок пор збільшується, що сприяє зміцненню отриманого матеріалу. У випадку високого вмісту силіконової добавки (від 2 до 4 вагових часток) підвищується твердість та крихкість піноматеріалу.

Модифікація пінополіуретанів силіконовою добавкою в оптимальному співвідношенні компонентів дозволяє отримати піноматеріали з вищими значеннями механічних та міцнісних характеристик й з іншим типом пористості порівняно з вихідним матеріалом.

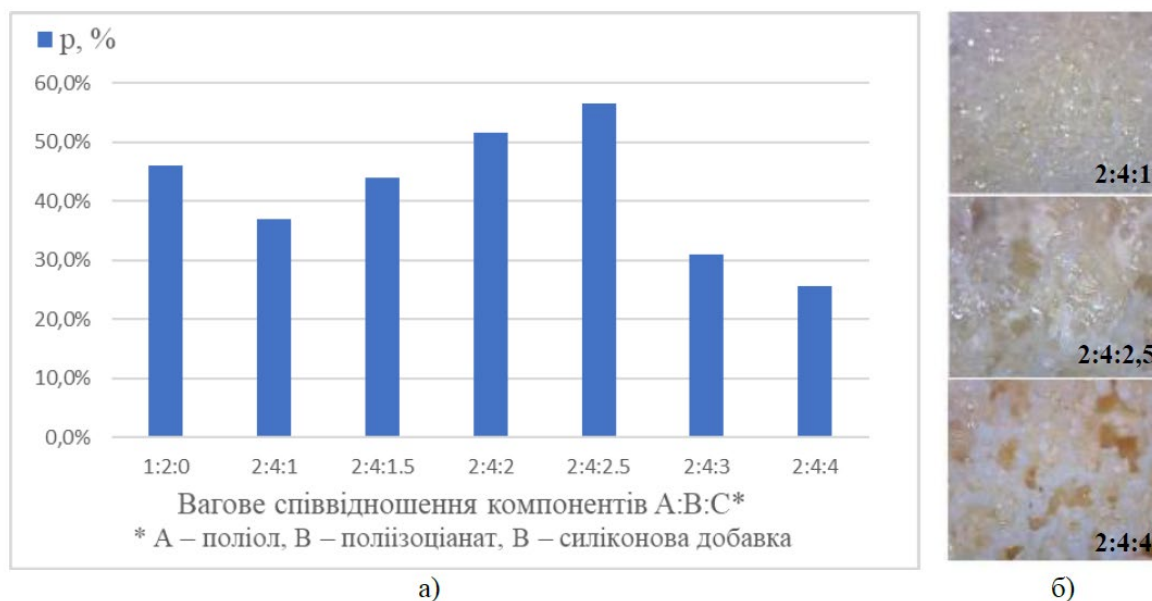


Рис. 1. Пористість (а) та мікроструктура ППУ ($\times 30$), модифікованого силіконом (б)

Підходи, описані в роботі, можуть бути використані для виготовлення конструкційних елементів з піноматеріалів із заданими характеристиками.

1. Ates, M., Karadag, S., Eker, A. A., & Eker, B. (2022). Polyurethane foam materials and their industrial applications. *Polymer International*, 71(10), 1157-1163. DOI: [10.1002/pi.6441](https://doi.org/10.1002/pi.6441)
2. Т.В. Фурс, О.В. Сад, О.А. Мікуліч, О.І. Гулай, В.Я. Шемет. Технологічні аспекти одержання пінополіуретану способом заливки. *Міжвузівський збірник «Наукові нотатки»*. Луцьк, 2024, № 78. С. 37-42. <https://doi.org/10.36910/775.24153966.2024.78.5>
3. Gama, N. V., Ferreira, A., & Barros-Timmons, A. (2018). Polyurethane Foams: Past, Present, and Future. *Materials*, 11(10), 1841. <https://doi.org/10.3390/ma11101841>
4. Stanzione, M., Oliviero, M., Cocca, M., et al. Tuning of polyurethane foam mechanical and thermal properties using ball-milled cellulose, *Carbohydrate Polymers*, 231, 2020, 115772, <https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2019.115772>
5. Baferani, A.H., Keshavarz, R., Asadi, M. and Ohadi, A.R. (2018), Effects of Silicone Surfactant on the Properties of Open-Cell Flexible Polyurethane Foams. *Adv. Polym. Technol.*, 37: 71-83. <https://doi.org/10.1002/adv.21643>

СИНТЕЗ ТА ЕЛЕКТРОХІМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НАНОРОЗМІРНОГО LaCrO_3 , ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ АВТОГОРІННЯМ

Мохнацький М.Л., Яремій І.П., Колковський П.І., Савчин В.В.

Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника, Івано-Франківськ

Матеріали LaCrO_3 є перспективними для використання в багатьох галузях, зокрема як електродні матеріали для суперконденсаторів та літєвих джерел струму. Даний матеріал характеризується високою термостійкістю, електропровідністю та стабільністю у хімічно агресивних середовищах. Окрім цього, його електрохімічна поведінка може бути покращена при переході до нанорозмірних порошків, що забезпечує збільшення питомої поверхні і зменшення дифузійного шляху для іонів.

Метою даної роботи був синтез нанорозмірного LaCrO_3 золь-гель методом за участі автогоріння, дослідженні його структурних характеристик, морфології та електрохімічних властивостей.

LaCrO_3 був отриманий методом золь-гель за участі автогоріння із застосуванням нітратів La та Cr, лимонної кислоти як комплексоутворювача і аміаку для регулювання pH. При нагріванні до 230 °C відбувся процес автогоріння ксерогелю, внаслідок чого утворився нанорозмірний порошок LaCrO_3 .

Х-променевий структурний аналіз проводився на дифрактометрі ДРОН-3 з використанням Cu-випромінювання. Обробка дифрактограм проводилася за допомогою програми «FullProf», яка використовує повнопрофільний аналіз (методом Рітвельда). Х-променевий структурний аналіз показав, що синтезований матеріал є однофазним, має кубічну перовскитоподібну структуру (просторова група Pm-3m), з параметром ґратки 3,888 Å. Розмір областей когерентного розсіювання (ОКР) рівний 18 нм. Ці результати підтверджені даними трансмісійної електронної мікроскопії (рис. 1).

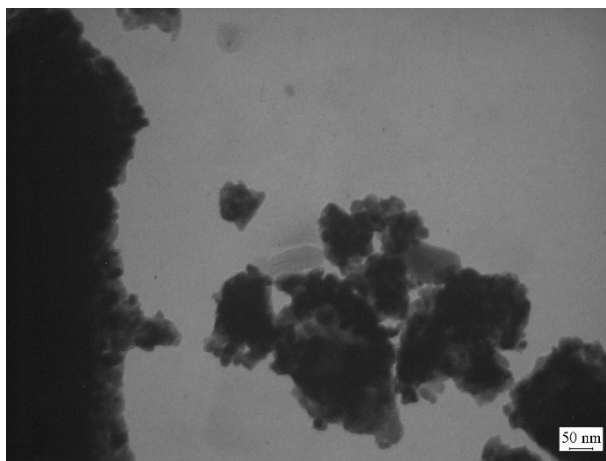


Рис 1. TEM зображення синтезованого порошку LaCrO_3 .

Зважаючи на те, що надалі отриманий матеріал буде тестуватися у якості електродного матеріалу у джерелах генерації і накопичення енергії, було проведено дослідження методом імпедансної спектроскопії. Частотні залежності електропровідності матеріалу отримувалися на установці Autolab PGSTAT/FRA2 в інтервалі частот 10^5 - 10^{-2} Гц. Для аналізу отриманих залежностей використовувалася програма «ZView2».

Електрохімічне дослідження отриманого матеріалу проводили з використанням триелектродної системи з 6М електролітом KOH. Робочий електрод був виготовлений у вигляді композиції активного матеріалу та ацетиленової сажі у пропорції 9 до 1, обгорнутої

нікелевою сіткою, для протиелектрода використовували платиновий дріт, а для електрода порівняння Ag/AgCl.

Діаграми Найквіста (рис. 2) вказують на зміну електричного опору та поведінки матеріалу залежно від потенціалу. В загальному, спостерігається комбінація напівкола на високих частотах (результат іонного транспорту) і прямої чи фрагмента кола на низьких (ємність подвійного шару).

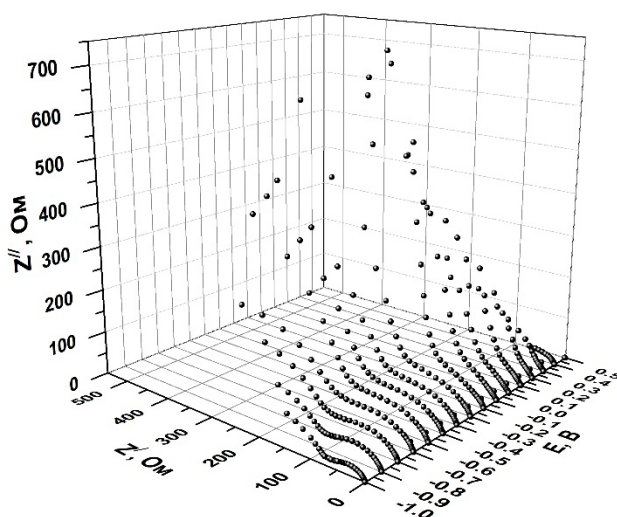


Рис. 2. Діаграми Найквіста LaCrO_3

Для дослідження напівпровідникових електродів, зокрема для визначення типу провідності та потенціалу плоских зон E_{fb} , реалізовувалася побудова Мотта-Шотткі.

Аналіз кривих Мотта-Шотткі показав наявність змішаного типу провідності: n -тип у діапазоні $-1,0 \dots -0,2$ В з $E_{\text{fb}} = -1$ В і p -тип у діапазоні $-0,1 \dots 0,5$ В з $E_{\text{fb}} = 0,5$ В. Це свідчить про можливість керування електричними властивостями синтезованого матеріалу шляхом зміни прикладеного потенціалу.

**ЗАСТОСУВАННЯ МОДЕРНІЗОВАНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ЧОРНОВОЇ ОБРОБКИ
ДЕТАЛЕЙ ПРИ ВИСОКОШВИДКІСНИХ ТРАЄКТОРІЯХ
APPLICATION OF MODERNIZED TECHNOLOGY OF ROUGH PROCESSING OF
DETAILS AT HIGH-SPEED TRAJECTORIES**

Керівник к.т.н., доц. Муравинець Ю.В.

ст. гр. Мм-21 Івановський О.О.

Анотація. У статті наведено результати дослідження застосування модернізованої технології чорнкової обробки деталей з використанням високошвидкісних траєкторій інструменту. Розглядається вплив оптимізованих стратегій обробки на продуктивність, якість обробленої поверхні та знос інструменту. Проаналізовано переваги та обмеження використання даного підходу для підвищення ефективності виробничих процесів.

Annotation. The article presents the results of a study of the application of modernized technology of rough processing of parts using high-speed tool trajectories. The impact of optimized machining strategies on productivity, quality of machined surface and tool wear is considered. The advantages and limitations of using this approach to increase the efficiency of production processes are analyzed.

Key words: roughing, high-speed machining, tool path, performance, surface quality, tool wear.

Ключові слова: чорнова обробка, високошвидкісна обробка, траєкторія інструменту, продуктивність, якість поверхні, знос інструменту.

Introduction. In modern mechanical engineering, requirements for productivity and quality of detail processing are increasing. Roughing, as an initial stage, plays a key role in ensuring the efficiency of the entire production cycle. The application of high-speed processing technologies (HSM) in combination with optimized tool paths opens up new opportunities for increasing productivity and reducing production costs. However, the effective use of these technologies requires a deep understanding of their impact on the cutting process, particularly on tool wear and the quality of the machined surface.

The purpose of this article is to study the application of modernized roughing technology, based on the use of high-speed tool paths, and to analyze its impact on key process parameters. The analysis of existing studies shows a significant interest in the application of HSE in various industries. The works of many authors are devoted to the optimization of tool trajectories in order to minimize processing time, reduce vibrations and improve surface quality. In particular, studies [1, 2] demonstrate the effectiveness of using trochoidal and spiral trajectories in the rough processing of complex contours. Modernization of roughing technologies includes not only the optimization of trajectories, but also the use of new cutting tools with improved characteristics, as well as adaptive strategies for controlling the cutting process [3]. An important aspect is also the modeling of the cutting process for predicting forces, temperatures and tool wear under different processing modes and trajectories.

Research methodology. In this study, a series of experimental machining of parts from typical structural materials was carried out on a high-speed machining center. Various roughing strategies have been used, including traditional rectilinear passes and modernized high-speed trajectories (trochoidal, spiral). During the experiments, the following parameters were monitored and recorded: 1. Cutting speed and tool feed. 2. Cutting depth (axial and radial). 3. Processing time for each part. 4. Roughness of the treated surface (R_a , R_z). 5. Wear of the cutting tool (behind the back surface). 6. Spindle power consumption. The methods of mathematical statistics and comparative analysis were used to analyze the obtained data. A visual examination of the machined surfaces and tool wear was also carried out using an optical microscope.

Research results. The results of the conducted experiments showed that the use of modernized high-speed trajectories during the rough processing of parts allows to achieve a significant increase in productivity compared to traditional methods. In particular, the use of trochoidal trajectories made it possible to reduce the processing time by [specify a specific value]% when processing contour

elements. Analysis of the quality of the processed surface showed that with optimal cutting modes and the use of high-speed trajectories, it is possible to achieve comparable or even better roughness indicators compared to traditional processing. However, incorrect selection of parameters can lead to deterioration of the surface quality. The study of tool wear revealed that when modernized trajectories are used, more uniform wear of the cutting edges is observed, which can positively affect the overall service life of the tool. However, at high cutting speeds and great depths, more intensive wear is observed, which requires a careful selection of processing modes. An analysis of the spindle power consumption showed that high-speed machining with optimized trajectories can lead to a more stable load on the equipment, which is important for its durability.

Discussion of results. The obtained results confirm the potential of modernized roughing technologies using high-speed trajectories to increase the efficiency of production processes. Reduction of processing time without significant deterioration of the surface quality and while maintaining an acceptable level of tool wear are important advantages of this approach. The effectiveness of using high-speed trajectories largely depends on the correct choice of cutting modes, the properties of the processed material and the characteristics of the cutting tool. Further research into optimal combinations of these parameters for various production tasks is necessary.

Conclusions. The application of modernized technology of rough processing of parts at high-speed trajectories is a promising direction for increasing the productivity and efficiency of machine-building production. Optimization of tool trajectories allows you to reduce processing time, improve surface quality and ensure more uniform wear of the cutting tool with the correct selection of cutting modes. Further research will be aimed at developing recommendations for the implementation of this technology for a wide range of materials and production tasks. The use of modernized technology for rough processing of parts at high-speed trajectories opens up significant prospects for increasing the efficiency and quality of production processes. It should be noted that the effective implementation of modernized roughing technologies at high-speed trajectories requires: use of high-performance and accurate machine tools. Use of modern cutting tools with appropriate characteristics, thorough development and optimization of instrument movement trajectories careful development and optimization of tool movement trajectories using specialized software, ensuring effective cooling and removal of chips raining of qualified personnel to work with new equipment and technologies.

LIST OF USED SOURCES

1. "High-Speed Machining" by Kapil Gupta (Editor), J. Paulo Davim (Editor), 2018.
2. "Machining Technology: Machine Tools and Operations" by Helmi A. Youssef, M. Y. H. Sallese, 2008.
3. "Computer Aided Manufacturing" by C. Elanchezhian, B. Vijaya Ramnath, 2016.

ІННОВАЦІЇ В ЕКСПЛУАТАЦІЇ ШАРНІРНО-ЗЧЛЕНОВАНИХ АВТОБУСІВ

Мурований І.С., канд. техн. наук, доцент,
Федосов С.А., д-р фіз.-мат. наук, професор,
Луцький національний технічний університет

Різке зростання експлуатаційних витрат в останні роки змусило транспортні організації шукати шляхи підвищення продуктивності автобусних перевезень. Таке підвищення продуктивності можливе завдяки використанню автобусів великої місткості. Є усі ознаки того, що все більше операторів зараз звертаються до таких автобусів, щоб досягти вищої продуктивності. Це призводить до широкого запиту на використання зчленованих автобусів у міських перевезеннях. Переваги експлуатації зчленованих автобусів включають краще використання персоналу в періоди пік, нижчу вартість перевезеного пасажирів та наявність більшої кількості місць. Тим не менш, загальна довжина зчленованих пасажирських транспортних засобів може спричиняти проблеми на зупинках, у ремонтних майстернях і гаражах. Саме вирішенням цих задач уже понад 50 років займається значна кількість фахівців усього світу, що сповна відображено у літературних і інтернет джерелах. Починаючи з 1970-их рр. майже 400 наукових праць опубліковано у передових фахових виданнях за різними галузями знань, зокрема, інженерія, соціальні, комп'ютерні науки, екологія, енергетика, тощо і з кожним роком спостерігається позитивна динаміка їх росту (рис. 1). Це лише підтверджує актуальність і комплексність проблем.

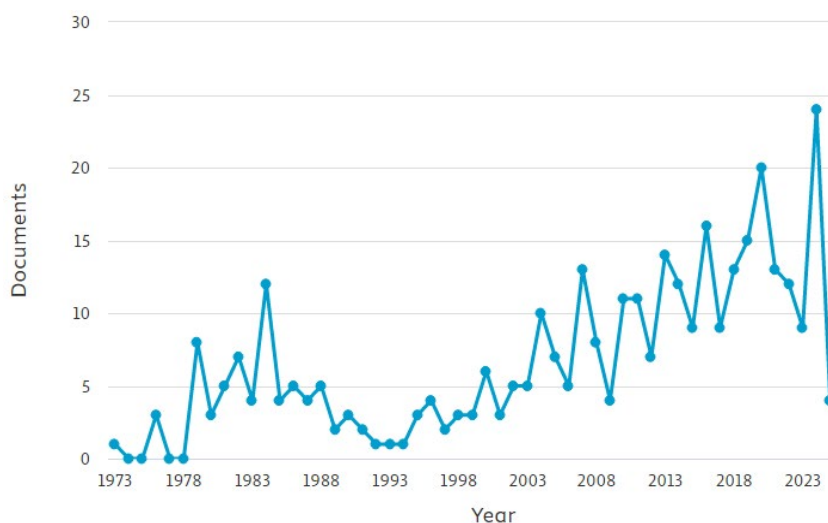


Рисунок 1 – Розподіл кількості документів за роками

В одній з перших робіт [1] описано та проаналізовано конфігурації зчленованих автобусів, що випробовувалися в Європі з використанням задньорозташованих двигунів, включають привід на задню вісь, багатосекційний карданний вал на середню вісь, привід як на середню, так і на задню вісь. У цих конфігураціях зчленування розташоване за середньою віссю. Третій тип, що використовує задньорозташований двигун для приводу задньої осі, розміщує зчленування перед середньою віссю. Також показана [2] адаптація компаніями AM General Corp. і M.A.N. зчленованого автобуса до конкретних вимог ринку США. Були внесені зміни в розміри, а також модифікації для відповідності всім нормам та вимогам безпеки. Необхідною була модернізація електричної системи, а також інтеграція системи кондиціонування повітря. Задня частина автобуса має самокерування та керується з переднього блоку. Авторами [3] було досліджено стійкість зчленованих автобусів та обговорено дві концепції. Перша – стосується некерованої ведучої задньої осі; інша – стосується керованої некерованої задньої осі, короткого заднього звису та центрально

розташованого приводу осі. Обидві версії мають двигуни, встановлені ззаду. У статті [4] розглядається історія зчленованих автобусів, результати оцінки зчленованих автобусів М.А.Н. у США та програма М.А.Н. щодо розширення зчленованих автобусних перевезень у США.

У найцитованішій (173 цитування) праці [5] використовується інформація про реєстрацію та правозастосування для оцінки впливу лондонської зони низьких викидів на реєстрацію транспортних засобів, використання та забруднення повітря. Незважаючи на загальне зростання кількості вантажних транспортних засобів, що працюють у Лондоні, кількість транспортних засобів, що випускаються до стандарту Євро III, зменшилася, і це поєднується з переходом від транспортних засобів з жорсткою рамою до легких комерційних транспортних засобів і зчленованих транспортних засобів.

У статті [6] представлено перше використання даних смарт-карт для вивчення поведінки пасажирів при посадці/висадці та її впливу на час перебування в автобусі. Було вивчено одноповерхові, двоповерхові та зчленовані автобуси і визначено специфічний вплив типу підлоги/під'їзду, кількості видів діяльності та заповнюваності на динаміку посадки та висадки.

Детальне впровадження інновації в систему міського автобусного транспорту шляхом підвищення продуктивності та пропускної здатності описано у [7]. Спочатку автобусна система еволюціонувала від звичайних автобусів у змішаному русі до автобусних доріг, які пізніше були оснащені посадкою на одному рівні, передоплатою та зчленованими автобусами, створивши першу повну систему швидкого автобусного транспорту в світі. Пізніше запроваджено двозчленовані автобуси великої місткості та системи електронної оплати проїзду.

Дослідження [8] підтверджує серйозну небезпеку для велосипедистів (особливо жінок) у Внутрішньому Лондоні від великих та зчленованих вантажівок, що спричиняє смерть від численних травм. У документі [9] запропоновано уніфіковану модель, що включає динаміку повороту та крену для будь-якої конфігурації осі або шарнірного з'єднання автобусів за допомогою реконфігурованого підходу.

Список літератури посилань

1. Godwin Bill. Rear engines lead artic bus progress. *Automotive Engineer* (London). 1979. Vol. 4, № 6. P. 71–72.
2. Anon. High-capacity articulated bus debuts. *Automotive Engineering International*. 1979. Vol. 87, № 2. P. 60–66.
3. Fuchs Dietrich. Geometry and Dynamics of Two Articulated-Bus Concepts. *ATZ Automobiltechnische Zeitschrift*. 1979. Vol. 81, № 10. P. 503–504, 507.
4. Karner J. R., Pickett G. E. The M.A.N. articulated bus. *SAE Technical Papers*. 1981.
5. Ellison R. B., Greaves S. P., Hensher D. A. Five years of London's low emission zone: Effects on vehicle fleet composition and air quality. *Transportation Research Part D: Transport and Environment*. 2013. Vol. 23. P. 25–33.
6. Sun L., Tirachini A., Axhausen K.W., Erath A., Lee D.-H. Models of bus boarding and alighting dynamics. *Transportation Research Part A: Policy and Practice*. 2014. Vol. 69. P. 447–460.
7. Lindau L. A., Hidalgo D., Facchini D. Curitiba, the cradle of bus rapid transit. *Built Environment*. 2010. Vol. 36, № 3. P. 274–282.
8. McCarthy M., Gilbert K. Cyclist road deaths in London 1985-1992: Drivers, vehicles, manoeuvres and injuries. *Accident Analysis and Prevention*. 1996. Vol. 28, № 2. P. 275–279.
9. Zhang Y., Khajepour A., Huang Y. Multi-axle/articulated bus dynamics modeling: a reconfigurable approach. *Vehicle System Dynamics*. 2018. Vol. 56, № 9. P. 1315–1343.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ОДЕРЖАННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНО ОРІЄНТОВАНИХ ПОРОШКІВ СИНТЕТИЧНОГО АЛМАЗУ

Н.О.Олійник¹, Г.Д.Ільницька¹, Г.А.Петасюк¹, О.М.Сизоненко², В.Д.Рудь³,
Г.А.Базалій¹, С.Д. Заболотний¹, М.М.Циба⁴

¹ Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2, Київ, Україна, 04074

² Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, Просп. Богоявленський, 43 а. Миколаїв, Україна, 54018

³ Луцький національний технічний університет, вул. Львівська, 75, Луцьк.43018, Україна

⁴ Інститут сорбції та проблем ендоекології, 17 вул. Олега Мудрака, Київ, 03164

Порошки синтетичного алмазу функціонального призначення застосовують у різних галузях промисловості. Властивості порошку формуються в процесі синтезу, екстракції, сортування та модифікування, що зумовлює формування характеристик поверхні зерен порошку. Колективом співавторів було досліджено вплив способів модифікування порошку на зміну фізико-механічних, фізико-хімічних характеристик порошку алмазу для ефективності його застосування.

Метою даного дослідження є вивчення на кількісному рівні впливу способів модифікування вихідного порошку на зміну адсорбційно-структурних та морфометричних характеристик.

Досліджено зразки порошку алмазу марки AC20 зернистістю 100/80, який синтезовано в системі Ni-Mn-C. Для модифікування порошку застосовували 2 способи: спосіб хімічного оброблення із застосуванням рідинофазного окислення та спосіб імпульсного оброблення високовольтними електричними розрядами у водному середовищі (ВЕР). ВЕР оброблення проведено на експериментальному стенді в дистильованій воді із забезпеченням в каналі розряду тиску 800 МПа та сумарної енергії оброблення 1000 кДж.

Адсорбційно-структурні характеристики визначали шляхом аналізу ізотерм низькотемпературної адсорбції азоту з використанням газоадсорбційного аналізатора NOVA 2200 "Quantachrome" (США).

Визначали низькотемпературну ізотерму адсорбції-десорбції азоту в якості адсорбату (77 К), за допомогою якої визначали величину:

- питомої площі ($S_{БЭТ}$, (м²/г) в області моношару покриття поверхні азотом;
- питомого об'єму пор V (см³/г), який характеризує загальний внутрішній об'єм пор;
- середнього радіусу пор R_p (нм);
- адсорбційного потенціалу A (Дж/м²).

Величину питомої площі поверхні розраховували за рівнянням БЭТ(Брунауера-Еммета-Теллера); сумарний об'єм пор, середній радіус пор та енергію адсорбції – методом DFT (функціональна теорія щільності), який створений для застосування до вуглецевих матеріалів.

Вільну енергію насичення поверхні порошку парою води, яка характеризує ступінь гідрофільності (мДж/г·моль, ΔC_s) визначали за методикою розробленою в ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України.

Топографію поверхні визначали із застосуванням методів скануючої мікроскопії; морфометричні характеристики (компактність (формфактор), C_r та шорсткість (R_g) проєкції зерна; опосередковано-аналітичним методом визначали кількість різальних кромки (n , шт.) і середнє значення кутів їх загострення (ϕ , град.). – із застосуванням приладу DialInspect.OSM фірми Vollstaedt Diamant GmbH для отримання необхідних початкових даних.

Отримані за цими дослідженнями наведено в таблицях 1 та 2.

Таблиця 1. Адсорбційно-структурні характеристики вихідного шліфпорошку алмазу марки АС20 зернистістю 100/80 та зразків цього порошку після модифікування

Назва характеристик	Способи модифікування порошку АС20 зернистістю 100/80		
	Вихідний порошок	Хімічне оброблення	Оброблення ВЕР
Питома площа поверхні, $S_{БЭТ}$, м ² /г	0,5422	0,2542	0,5693
Енергія адсорбції, кДж/моль	7,544	8,446	8,2984
Питомий об'єм пор, $V \cdot 10^{-3}$, см ³ /г	1,234	0,8682	1,851
Середній радіус пор, нм	4,551	6,831	6,3714
Вільна енергія насичення поверхні порошку парою води (гідрофільність) мДж/г·моль, ΔC_s	264,9	187,1	193,5

Таблиця 2. Морфометричні характеристики вихідного шліфпорошку алмазу марки АС20 зернистістю 100/80 та зразків цього порошку після модифікування

Назва характеристик		Способи модифікування порошку АС20 зернистістю 100/80		
		Вихідний порошок	Хімічне оброблення	Оброблення ВЕР
Компактність (формфактор), C_r	Середнє значення	1,304	1,3042	1,305
	Однорідність	0,7107	0,6979	0,6985
Шорсткість проекції зерен, R_g	Середнє значення	1,0602	1,06001	1,06503
	Однорідність	0,7402	0,7429	0,7435
Кількість різальних кромок, n , шт.		10	10	11
Середнє значення кутів загострення різальних кромок, ϕ , град.		106,37	106,32	107,32

За результатами експериментального дослідження встановлено, що в порівнянні з показниками вихідного порошку, хімічне модифікування із застосуванням рідинофазного окислення призводить: до зниження питомої площі поверхні на 53%; вільної енергії насичення поверхні порошку парою води на 29,2%; питомого об'єму пор на 23,9%; до підвищення енергії адсорбції на 11,9 % та середнього радіусу пор на 50,1%.

Застосування способу імпульсного оброблення високовольтними електричними розрядами у водному середовищі призводить: до підвищення питомої площі поверхні на 5%; питомого об'єму пор на 49,9 %; енергії адсорбції на 9,9%; середнього радіусу пор на 39,2%, зниження вільної енергії насичення поверхні порошку парою води на 27%.

Таким чином, отримані результати експериментальних досліджень дають підґрунтя для розробки та інформаційного наповнення ~~створення~~ бази даних отримання і прикладного застосування функціонально орієнтованих порошків синтетичного алмазу з певними характеристиками для багатофункціонального застосування.

Дослідження виконано за темою III-4-25 (0789) «Вивчення дефектності поверхні зерен синтетичного алмазу широкого діапазону міцності (АС6-АС160) та її впливу на експлуатаційні характеристики алмазного інструменту». Держ. реєстрац. номер 0125U000040. Пост. Бюро ВФТПМ НАНУ від 10.12.2024 р., протокол № 23 та Меморандумом про співпрацю між Луцьким національним технічним університетом та Інститутом надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля (№17 від 30.01. 2024 р.)

ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДІВ МАШИННОГО НАВЧАННЯ ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ПРОЦЕСІВ ТА РЕЗУЛЬТАТІВ ВИСОКОВОЛЬТНОЇ ЕЛЕКТРОРОЗРЯДНОЇ ОБРОБКИ ПОРОШКУ ТИТАНУ У СПИРТІ З РЕАЛІЗАЦІЄЮ ОБ'ЄМНО-РОЗПОДІЛЕНОГО БАГАТОІСКРОВОГО РОЗРЯДУ.

Присташ М.С. канд. техн. наук, **Присташ С.Ф.** канд. техн. наук, **Торпаков А.С.**

канд. техн. наук, **Макруха Т.О.** канд. техн. наук, **Сизоненко О.М.** д-р. техн. наук, проф.

Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, м. Миколаїв

Традиційні методи аналізу та розробки матеріалів, незважаючи на свою наукову обґрунтованість, характеризуються надмірною тривалістю та високою вартістю: від формулювання концепції до створення промислового зразка може минути до десятиліття, а час впровадження в виробництво часто перевищує двадцять років. У цьому контексті чисельні моделі та, зокрема, алгоритми машинного навчання відкривають нові можливості для значного прискорення дослідницького циклу. Завдяки автоматизації аналізу даних, високій повторюваності експериментів і здатності виявляти складні залежності, ці підходи дозволяють скоротити строки від концепту до практичної реалізації майже вдвічі, знижуючи загальні витрати та мінімізуючи ризики технічних помилок на ранніх стадіях опрацювання [1-2].

У нашому дослідженні предметом моделювання стала високовольтна електророзрядна обробка (ВЕР) порошкового титану ПТ-6 у середовищі етанолу з реалізацією об'ємно-розподіленого багатоіскрового розряду (ОБР). Цей метод поєднує високоефективні механізми руйнування частинок – ударні хвилі, мікрокавітацію, абляцію та зіткнення із внутрішніми елементами камери – що забезпечує одночасне подрібнення та зміну фазового складу матеріалу з утворенням наноккомпозитів на основі TiC [2-4].

Метою роботи стало створення керованої моделі машинного навчання для прогнозування ключових характеристик процесу: тиску в каналі розряду й на стінках камери, середнього діаметра часток, частки сферичної форми та кількості синтезованого карбиду титану. Для цього було зібрано набір експериментальних даних за 2013–2021 роки, що включав параметри розрядного проміжку, кількість імпульсів та питому енергію обробки (W_s), яка змінювалася від 5 до 40 МДж/кг за рахунок варіювання числа циклів розряду (500 – 4000 імпульсів). Сталі технологічні величини – концентрація титану в етанолі, енергія одиничного імпульсу та частота розрядів – були виключені на етапі попередньої обробки, щоб ізолювати вплив лише керованих змінних.

Для побудови моделей застосовано логістичну регресію та алгоритм Random Forest, реалізовані в середовищі Python/Google Colab. Дані розподілено за схемою 80 % навчальна вибірка та 20 % тестова, оцінка точності виконувалася за метрикою Ассигасу. Отримані результати продемонстрували здатність прогнозувати зазначені вихідні параметри з доволі високою достовірністю – до 70 %.

Результати моделювання дозволили встановити, що існують оптимальні комбінації параметрів ВЕР із реалізацією ОБР у етанолі, при яких концентрація TiC досягає максимуму. Наприклад, для $W_s=10$ МДж/кг оптимальним може бути проміжок близько 20 мм, а для 40 МДж/кг діапазон оптимальних значень l може бути ширшим (від 5 до 20 мм).

Таким чином, методи машинного навчання можна використовувати для встановлення оптимального діапазону параметрів, які забезпечують синтез максимальної кількості TiC при ВЕР обробці порошку титану в етанолі у режимі ОБР.

Література

1. Prystash M.S. The use of machine learning methods to predict the processes and results of high-voltage electric discharge processing of titanium powder in kerosene with the implementation of volume-distributed multi-spark discharge / M.S. Prystash, S.F. Prystash, A.S. Torpakov, Ye.V. Lypian, O.M. Syzonenko // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. - 2023. - Eng. 1277 012001. DOI 10.1088/1757-899X/1277/1/012001
2. Prystash, M. The use of machine learning methods to predict the processes and results of high-voltage electric discharge treatment of titanium powder in kerosene / Prystash, M., Prystash, S., Torpakov, A., Lypian, Y., Syzonenko, O., & Janutienė, R. K. // Machines. Technologies. Materials. - 2022. - 16(8), 267-269
3. Syzonenko, O. M. The influence of high-voltage electrical discharge on dispersion and structure of B 4 C powder / Syzonenko, O. M., Loboda, P. I., Zaichenko, A. D., Solodkyi, Y. V., Torpakov, A. S., Prystash, M. S., & Trehub, V. O // Journal of Superhard Materials. - 2017. - 39, 243-250.
4. Syzonenko, O. M., Prystash, M. S., Taftai, E. I., Torpakov, A. S., & Lypian, Y. V. (2021). Modeling of Electric-Discharge Processes in the Course of Treatment of Titanium in Hydrocarbon Liquids / Syzonenko, O. M., Prystash, M. S., Taftai, E. I., Torpakov, A. S., Lypian, Y. V. // Materials Science.- 2021. - с 1-6

МІКРОСТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ВАЖКИХ СПЛАВІВ W-Ni-3Cu

Радченко П.Я., старш. наук. співр., **Макаренко О.С.**, канд. техн. наук, наук. співр;
Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича Національної академії
наук України, м. Київ, Україна
o.makarenko@ipms.kyiv.ua

Важкі сплави є типовим класом двофазних композитів з густиною від 16 до 18,5 г/см³ і складаються з зерен вольфраму та пластичної фази зі сплаву Cu–Ni або Ni–Fe(Co) [1, 2]. Ці композити з високою щільністю широко використовуються в гіроскопах для оптичних голівок самонаведення, грузил для крил літаків, забезпечення радіаційного захисту при зберіганні радіоактивних ізотопів тощо [1, 3].

Максимальне значення густини, міцності та пластичності для кожного складу сплаву досягається при оптимальному режимі спікання (температура, швидкість охолодження та ін.). Основна проблема при створенні важких сплавів – необхідність застосування високих температур спікання, що ускладнює технологію отримання важких сплавів. Одним із методів зниження температури спікання є використання високодисперсних порошків з високою однорідністю за розмірами [4].

Метою роботи було дослідити вплив дисперсності порошків вольфраму для отримання щільних зразків важкого сплаву і визначити їх властивості.

Для отримання важких сплавів W-5Ni-3Cu використовували високодисперсні (0,5–1 мкм) і крупні (~4 мкм) порошки вольфраму. Суміш порошків отримували шляхом змішування в твердосплавному барабані в середовищі спирту. Тиск пресування зразків становив 4-5 МПа. Пористість визначали методом гідростатичного зважування.

Зразки з вихідною пористістю 35–40% із високодисперсних порошків вольфраму спікали при температурі 1300°C протягом 2 годин. Після спікання густина зразків становила 17,6 г/см³, пористість – 0,3%. Мікроструктура спечених зразків твердого сплаву із високодисперсних порошків вольфраму наведена на рис. 1.

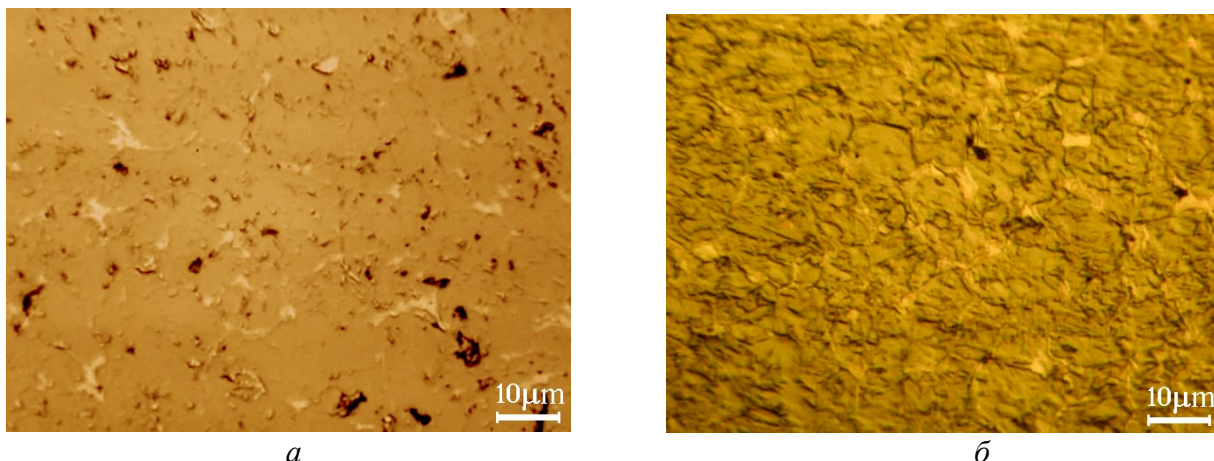
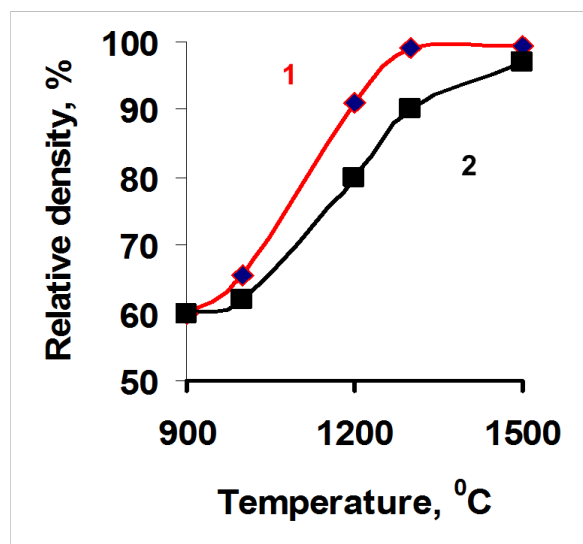


Рисунок 1 – Мікроструктура важких сплавів W-5Ni-3Cu із високодисперсних порошків вольфраму (а – нетравлений зразок, б – травлений зразок)

Мікроструктура сплаву із високодисперсних порошків вольфраму характеризується рівномірністю і дрібнозернистістю. Середній розмір зерна вольфраму у важкому сплаві складає 4 мкм, розмір пор не більше 5 мкм. Твердість зразків становить 95 HRB.

При використанні крупних порошків вольфраму температура спікання становила 1500°C, а пористість спечених зразків – 2,7%. Твердість зразків становила – 92–100 HRB.

На рис. 2 наведена температурна залежність відносної густини важких сплавів із високодисперсних і крупних порошків вольфраму в інтервалі температур спікання 900–1500°C.



1 – із високодисперсних порошків вольфраму;

2 – із крупних порошків вольфраму

Рисунок 2 – Залежність відносної густини зразків важких сплавів із високодисперсних і крупних порошків вольфраму від температури спікання

Таким чином, розроблено процес отримання важких сплавів із високодисперсних порошків вольфраму при низькій температурі, що забезпечує їх дрібнозеренну мікроструктуру завдяки когерентному спіканню при нижчій температурі спікання.

Література

1. R.M. German, Tungsten heavy alloys: an exploration of how key property combinations enable better mechanical performance, *Pow. Metall. Rev.* 4 (2021) 91–104.
2. Y. Sahin, Recent progress in processing of tungsten heavy alloys, *Journal of Powder Technology*, 2014. <http://dx.doi.org/10.1155/2014/764306>
3. Pawel Bacal, Mikolaj Donten, Zbigniew Stojek Electrodeposition of high- tungsten W-Ni-Cu alloys. Impact of copper on deposition process and coating structure // *Electrochimica Acta*, Volume 241, 1 July 2017, Pages 449-458 <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2017.05.004>
4. Senthilnathan, N., Raja Annamalai, A. & Venkatachalam, G. Sintering of Tungsten and Tungsten Heavy Alloys of W–Ni–Fe and W–Ni–Cu: A Review. *Trans Indian Inst Met* 70, 1161–1176 (2017). <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0936-2>.

ДВОФАЗНИЙ СПРЯМОВАНО АРМОВАНИЙ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИЙ КЕРАМІЧНИЙ КОМПОЗИТ

**Резнік Д. О., Кривенко К. В., Палагеча Д. Л., Тесля С. Ю., Наконечний С. О.,
Шермет В. І., Богомол Ю. І.**

*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут
імені Ігоря Сікорського», проспект Берестейський, 37, Україна*

Протягом останніх десятиліть значні дослідницькі зусилля були зосереджені на розробці та дослідженні сучасних високоентропійних сплавів з чудовими фізико-механічними властивостями. Однією з дуже перспективних груп цих матеріалів є високоентропійна кераміка, що розробляється для надвисокотемпературних застосувань. Останніми роками все більше робіт присвячено двофазним керамічним композитам на основі високоентропійних боридів (ВЕБ) і карбідів (ВЕК) перехідних металів [1-3]. Такі композити отримують в основному застосуванням методу іскроплазмового спікання або готових отриманих механічним легуванням високоентропійних боридів (ВЕБ) і карбідів (ВЕК) перехідних металів або за допомогою реакційної взаємодії оксидів перехідних металів з карбідом бору. Отримані таким чином керамічні високоентропійні композити демонструють підвищені механічні властивості: твердість, тріщиностійкість і міцність [4]. Відомо також, що системи типу MeC-MeB_2 мають евтектичну діаграму плавкості [5], тобто можливим є отримання спрямовано армованих композитів даної системи методами спрямованої кристалізації, де в якості карбіду металу можна використати високоентропійним карбід перехідних металів, а в якості дибориду – високоентропійний диборид перехідних металів.

Таким чином, метою даної роботи було отримання двофазного високоентропійного керамічного композиту, в якому один високоентропійний компонент буде спрямовано армованим іншим високоентропійним компонентом, а також дослідження його мікроструктури, фазового і хімічного складу та мікромеханічних властивостей.

Спрямовано закристалізований евтектичний сплав системи $(\text{Ti}_{0.2}\text{Zr}_{0.2}\text{Hf}_{0.2}\text{Nb}_{0.2}\text{Ta}_{0.2})\text{C}-(\text{Ti}_{0.2}\text{Zr}_{0.2}\text{Hf}_{0.2}\text{Nb}_{0.2}\text{Ta}_{0.2})\text{B}_2$ було отримано методом безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок [6]. В якості вихідних компонентів були взяті порошки індивідуальних карбідів та диборидів титану, цирконію, гафнію, ніобію і танталу, які були змішані в евтектичному співвідношенні відповідно до роботи [5] шляхом 10-ти кратного перетирання через сито. Потім до отриманої суміші додавався пластифікатор у вигляді 2,5 % водного розчину полівінілового спирту, після чого зразки пресувались холодним пресуванням за тиску 50 МПа у стержні довжиною 144 мм і діаметром 10 мм. Висушені за температури 100 °С у вакуумі протягом 10 год. зразки були виплавлені в індукційній установці безтигельної зонної плавки «Кристал – 206» за швидкості вирощування: 0,5 - 3 мм/хв.

Дослідження мікроструктури у досліджуваному діапазоні швидкостей вирощування показали, що отримані композити представляють собою матрицю з високоентропійного бориду $(\text{Ti}, \text{Zr}, \text{Hf}, \text{Nb}, \text{Ta})\text{B}_2$ спрямовано армовану високоентропійним карбідом $(\text{Ti}_{0.2}\text{Zr}_{0.2}\text{Hf}_{0.2}\text{Nb}_{0.2}\text{Ta}_{0.2})\text{C}$. Аналіз фазового та хімічного складу отриманих композитів підтвердив, що структура композиту складається з двох фаз, а саме високоентропійного бориду і карбіду, що підтверджує дані металографічного аналізу. Металографічним аналізом встановлене також закономірне зменшення структурно-геометричних параметрів отриманого композиту зі збільшенням швидкості вирощування з 0,5 до 3 мм/хв.

Дослідження мікромеханічних властивостей показали, що збільшення швидкості вирощування закономірно приводить до збільшення твердості по Вікерсу від 19,22 до 21,17 ГПа та тріщиностійкості від 3,46 до 4,16 МПа $\text{м}^{1/2}$, що можна пояснити зменшенням структурно-геометричних параметрів отриманого композиту.

Таким чином, в результаті виконання роботи було отримано двофазний високоентропійний керамічний композит, в якому високоентропійний карбід перехідних металів, спрямовано армований високоентропійним диборидом перехідних металів, а також досліджено його мікроструктуру, фазовий і хімічний склад та мікромеханічні властивості.

Література

1. Annamária Naughton-Duszová, Dávid Medved', Monika Hrubovčáková, Ondrej Petruš, Marek Vojtko, Peter Švec, Lubomír Medvecký, Pavol Hvizdoš, Ján Dusza, Nanohardness of grains and grain boundaries in reactive sintered (Ti-Zr-Nb-Hf-Ta)B₂ + (Ti-Zr-Nb-Hf-Ta)C composite, Journal of the European Ceramic Society, Volume 45, Issue 7, 2025, 117261, ISSN 0955-2219, <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2025.117261>
2. Mingde Qin, Joshua Gild, Chongze Hu, Haoren Wang, Md Shafkat Bin Hoque, Jeffrey L. Braun, Tyler J. Harrington, Patrick E. Hopkins, Kenneth S. Vecchio, Jian Luo, Dual-phase high-entropy ultra-high temperature ceramics, Journal of the European Ceramic Society, Volume 40, Issue 15, 2020, Pages 5037-5050, ISSN 0955-2219, <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.05.040>
3. Si-Chun Luo, Wei-Ming Guo, Kevin Plucknett, Hua-Tay Lin, Fine-grained dual-phase high-entropy ceramics derived from boro/carbothermal reduction, Journal of the European Ceramic Society, Volume 41, Issue 6, 2021, Pages 3189-3195, ISSN 0955-2219 <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.12.044>.
4. Huan Guo, Bingzhu Wang, Ruifeng Li, Xiaohu Li, Jixiang Dai, Yongzhong Zhao, Jianjun Sha, Low-temperature facile and fast preparation of (Hf, Ta)B₂-(Hf, Ta)C-SiC ultrahigh-temperature multi-phases ceramics: Microstructure and mechanical properties, Journal of the European Ceramic Society, Volume 45, Issue 9, 2025, 117268, <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2025.117268>.
5. D. Vallauri, I.C. Atías Adrián, A. Chrysanthou TiC–TiB₂ composites: A review of phase relationships, processing and properties, Journal of the European Ceramic Society, Volume 28, Issue 8, 2008, Pages 1697-1713, <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2007.11.011>.
6. Резнік Д.О., Палагеча Д.Л., Кривенко К.В., Пономарчук С.Г., Зауличний Я.В., Степанов О.В., Леонов Д.С., Богомол Ю.І. Керамічний композит на основі карбіду бору спрямовано армований на мезорівні високоентропійним диборидом перехідних металів / Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології (Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii) 2024, т. 22, № 2, С. 249–260. <https://doi.org/10.15407/nnn.22.02.249>.

УЛЬТРАЗВУКОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ПЛАСТМАС В АВТОМОБІЛЬНІЙ ПРОМИСЛОВOSTІ

Рудь В.Д., *д.т.н., професор, Луцький національний технічний університет*

Самчук Л.М., *к.т.н., доцент, Луцький національний технічний університет*

Повстяна Ю.С., *к.т.н., доцент, Луцький національний технічний університет*

У сучасній автомобільній промисловості спостерігається тенденція до зменшення ваги транспортних засобів, підвищення енергоефективності, зменшення викидів CO₂ та зниження виробничих витрат. У цьому контексті використання пластикових матеріалів стало надзвичайно популярним завдяки їх легкості, корозійній стійкості, гнучкості дизайну та низькій собівартості. Одним з ключових технологічних процесів при з'єднанні пластикових деталей є ультразвукове зварювання – високоефективний, швидкий та енергозберігаючий метод з'єднання термопластів без потреби у додаткових матеріалах, як-от клей або металеві з'єднувачі. Актуальність цієї теми зумовлена кількома факторами: поширення пластикових компонентів у конструкції автомобілів – від елементів інтер'єру (панелі, приладові дошки) до зовнішніх компонентів (бампери, світлові блоки), що потребують надійного та естетичного з'єднання. Високі вимоги до якості з'єднань – у галузі, де безпека та довговічність є критичними, ультразвукове зварювання забезпечує міцність швів та герметичність. Метод легко інтегрується у роботизовані лінії, що є важливим для масового виробництва автомобілів. Ультразвукове зварювання не використовує шкідливих речовин і потребує значно менше енергії порівняно з іншими методами з'єднання. Із розвитком композитних та біорозкладних пластиків зростає потреба в адаптації зварювальних технологій до нових умов [1].

Ультразвукове зварювання є одним із провідних методів з'єднання термопластичних матеріалів у сучасному машинобудуванні, зокрема в автомобільній промисловості. Цей процес дозволяє швидко, точно та екологічно безпечно з'єднувати пластикові деталі без використання клеїв, розчинників чи додаткових матеріалів. У контексті зростаючого використання пластмас в автомобілях, ультразвукове зварювання стає ключовою технологією для забезпечення міцності, надійності та естетичності з'єднань. Ультразвукове зварювання базується на використанні високочастотних механічних коливань (зазвичай у діапазоні 20–70 кГц), які передаються через спеціальний інструмент – сонотрод. Під дією цих коливань на межі з'єднання двох термопластичних деталей виникає локальне тертя, що призводить до нагрівання та плавлення матеріалу в зоні контакту. Після припинення коливань і охолодження утворюється міцне з'єднання без потреби у додаткових матеріалах чи зовнішньому нагріванні.

Ультразвукове зварювання широко використовується для з'єднання різноманітних пластикових компонентів автомобілів, таких як: панелі приладів та дверей: забезпечення міцного та естетичного з'єднання великих деталей. Фари та задні ліхтарі: герметичне з'єднання прозорих пластикових елементів. Повітроводи та вентиляційні системи: забезпечення герметичності та міцності з'єднань. Кріплення електроніки: з'єднання корпусів електронних блоків без ризику пошкодження компонентів. Завдяки високій швидкості процесу та можливості автоматизації, ультразвукове зварювання ідеально підходить для масового виробництва в автомобільній галузі. Ультразвукове зварювання є ефективним, швидким та екологічно безпечним методом з'єднання термопластичних матеріалів, що широко застосовується в автомобільній промисловості. Його переваги, такі як висока швидкість, енергоефективність та можливість автоматизації, роблять його незамінним у сучасному виробництві. Проте, існують певні обмеження, пов'язані з розміром деталей, типами з'єднань та вартістю обладнання, які слід враховувати при впровадженні цієї технології.

Протягом 2019–2024 років спостерігається активне зростання наукових досліджень та інженерних розробок у сфері ультразвукового зварювання (УЗЗ) пластику, зокрема в контексті автомобільної промисловості. Нижче наведено огляд ключових напрямів досліджень та

авторів, які зробили вагомий внесок у розвиток цієї тематики. Дослідники, зокрема Sandeep Bose, Н. Chelladurai та К. Ponappa, провели огляд новітніх розробок у сфері УЗЗ полімерів і полімерних композитів. Вони акцентували увагу на зварюванні армованих полімерів, таких як РЕЕК, РА, PPS, PEI та GFRP, що є актуальним для автомобільної промисловості [2]. У статті [3] розглядається застосування роботизованого ультразвукового зварювання в автомобільній промисловості, зокрема в таких моделях, як Chevrolet Volt, Cadillac Escalade, Dodge Caliber, Lincoln MKT, Toyota Corolla та вантажівках Peterbilt. Описано переваги цієї технології, включаючи гнучкість, точність, зменшення витрат на обладнання та можливість швидкого переналаштування для різних компонентів. У статті [4] WeldMon, яка забезпечує моніторинг стану ультразвукового зварювального обладнання в реальному часі. Авторами показано, що WeldMon використовує самонавчальні алгоритми машинного навчання, що дозволяє виявляти відхилення у роботі обладнання без потреби в розмічених даних. Система може виявити аномалії ще до того, як вони призведуть до зниження якості зварювання або виходу обладнання з ладу. Метою є підвищення надійності, ефективності та зниження витрат на обслуговування обладнання, особливо у масовому виробництві, в автомобільній промисловості. Робота має практичне значення для впровадження індустрії 4.0 у зварювальні процеси, оскільки дозволяє автоматизувати контроль якості і забезпечити бездоганну роботу зварювальних ліній.

Автори посібника [5] охоплюють як теоретичні основи, так і практичні аспекти зварювання пластмас, включаючи ультразвукові, термічні та інші методи. Розглядають фізико-хімічні властивості полімерів, класифікацію методів зварювання, параметри технологічного процесу, обладнання, а також типові дефекти й методи контролю якості з'єднань. Показано, що зварювання полімерів для автомобільної промисловості забезпечує легкість конструкцій, що сприяє зниженню маси транспортних засобів і, відповідно, зменшенню витрат пального; високу герметичність і міцність з'єднань, необхідну для довговічності елементів інтер'єру та екстер'єру; економічність і екологічність, оскільки зменшується потреба в металевих кріпленнях та клеях; дозволяє реалізовувати складні геометричні рішення, які важко або неможливо створити іншими методами.

У період з 2019 по 2024 рік спостерігається значний прогрес у дослідженнях та впровадженні ультразвукового зварювання пластику в автомобільній промисловості. Це зумовлено потребою в легких, міцних та екологічно чистих з'єднаннях, а також розвитком нових матеріалів і автоматизованих виробничих процесів. Подальші дослідження та інновації в цій сфері сприятимуть підвищенню ефективності та якості автомобільного виробництва.

Список використаних джерел:

1. Дмитриченко М.Ф. Ультразвукове зварювання пластмас в автомобілебудуванні / М.Ф. Дмитриченко, В.Г. Кошелев, Б.В. Шапошніков, А.О. Корпач // Вісник [Національного транспортного університету]. – 2012. – №25. – 8-12.
2. Tiwari, N.; Singh, N.; Sharma, A.; Sahu, M.; Singh, R. (2023). *A Comprehensive Review on Ultrasonic Welding of Metal–Polymer Hybrid Joints: Current Trends and Future Prospects. Polymers*, 17(8), 1124. <https://doi.org/10.3390/polym17081124>
3. Weber A. Robotic Ultrasonic Welding. *ASSEMBLY Magazine*. <https://www.assemblymag.com/articles/87258-robotic-ultrasonic-welding>
4. Tian, B., Lu, K.-C., Eslaminia, A., Wang, Y., Shao, C., & Nahrstedt, K. (2023). WeldMon: Real-Time Ultrasonic Welding Equipment Health Monitoring via Self-Supervised Learning. *arXiv preprint arXiv:2308.05756*. <https://arxiv.org/abs/2308.05756>
5. Зворикін К.О., Зворикін Л.О. Зварювання пластмас: навч. посіб. / К.О. Зворикін, Л.О. Зворикін. – Тернопіль: ТНТУ, 2023. – 204 с. Режим доступу: <https://elartu.tntu.edu.ua/handle/lib/48191>

ВИКОРИСТАННЯ СВС-СИНТЕЗУ ТА МЕТАЛОТЕРМІЇ В ТЕХНОЛОГІЯХ УТИЛІЗАЦІЇ ВІДХОДІВ МЕХАНООБРОБКИ

Рудь В.П. – *PhD – студент, аспірант каф. матеріалознавства,*
Хомик С.А. – *PhD – студент, аспірант каф. матеріалознавства,*
Киричук М.О. – *студент, магістр кафедри матеріалознавства,*
Корчук О.Л. – *студент, магістр кафедри матеріалознавства.*
Луцький національний технічний університет

У сучасних умовах проблема утилізації відходів механообробки – шламів, стружки, абразивних залишків, шліфувального пилю – набуває особливої актуальності через їх великий обсяг, потенційну небезпеку та високий вміст цінних металів. Одним із перспективних напрямів їх переробки є застосування самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС) та металотермії – методів, що дозволяють ефективно перетворювати відходи на корисні матеріали при мінімальних енерговитратах [1,2].

У Луцькому НТУ запропоновано технологію переробки відходів кувальнотампувального виробництва підприємства ПАТ «Ковельсьільмаш» [3]. У якості вихідного матеріалу було використано окалину сталі 18Х2Н4МА, що містить 18% хрому, 3% нікелю і 4% молібдену. Хімічний склад окалини: 58–59% оксиду заліза Fe_3O_4 , 40–48% залізо – ферит Fe_2O_3 і 1,5–2,0% оксиди легуючих елементів. Процес гарячого штампування сталі, що супроводжується утворенням окалини, короткочасний, і ферит не зазнавав внутрішнього окислення.

Підготовка екзотермічної суміші проводилась за допомогою змішування у вібраційному барабанному млині протягом 4 годин з набором сталених кульок $d=40$ мм. у кількості 8 штук до однорідної маси матеріалу. Для досліджень застосували наступний склад екзотермічної шихти: подрібнена окалина фракцією 0,35-0,45 мм. 77%, порошок алюмінію ПА – 4 23%. При спалюванні класичної термітної шихти у масовому співвідношенні 23% алюмінію 77% окалини було отримано сплав, масова частка металу в якому становила 52%, решта – шлак..

Порошок сталі ШХ15 використовували при отриманні композиційного матеріалу в складі шихти ШХ15+С+Си в режимі СВС синтезу [4].

Метою наших подальших досліджень використовувати **Синергію СВС і металотермію**. Комбінація цих підходів дозволить:

- Утворювати **композитні матеріали**, використовуючи енергію металотермії для ініціації СВС.
- Переробляти **змішані відходи механообробки**, у т.ч. оксидно-металеві суміші, з максимальною енергоекономічністю.
- Отримувати продукцію з високими механічними та термічними властивостями (напр., спечені деталі, електроди, порошки для 3D-друку).

1. Zhang J., Zhang X., Yang Y., Liu Y. Recycling of metal waste using self-propagating high-temperature synthesis (SHS) and metallothermic reduction: A review // Journal of Cleaner Production. – 2020. – Vol. 253. – Article ID 119888. – DOI: [10.1016/j.jclepro.2020.119888](https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2020.119888).
2. Tangstad M. Recycling of Metals in Metallurgical Industries // Minerals, Metals and Materials Series. – Springer, 2018. – P. 23–34. – ISBN: 978-3-319-72331-6.
3. Rud V., Saviuk I., Samchuk L., Povstyana Yu / Research of Mechanical Properties of Thermite Material on the Basis of Steel Dross / Журнал інженерних наук (Journal of Engineering Sciences), Том 5, № 1, 2018. С. 6–10.
4. Rud V. D., Samchuk L. M. /Вплив технології синтезу на структуру та властивості спеченого композиту системи Ti-Fe-C /Вісник НТУ “КПІ”. Серія:Машинобудування, № 64. – 2012. С. 239–243.

БЮКОМПОЗИТНІ МАТЕРІАЛИ З ВМІСТОМ КАВОВОЇ ГУЩІ

Садова О.Л.^[0000-0002-6152-5447], к.т.н., доц.,

Вишинський М.І.^[0009-0008-0091-524X], аспірант, Кашицький Д.В., студент, Калус В.О., студентка

Луцький національний технічний університет, вул. Львівська, 75, Луцьк, 43018, Україна
v.kashytskyi@lntu.edu.ua

Вступ. Для розробки біокомпозитних матеріалів найбільш широко використовуваними біополімерами є полі(молочна кислота) (PLA), ефіри целюлози, полігідроксіалканати (PHA) і пластмаси на основі крохмалю [1]. Кількість досліджень різних форм термореактивних і термопластичних біосмол зросла в останні роки, що призвело до ширшого використання біоматеріалів в різних галузях промисловості [2, 3].

Біологічні смоли мають переваги порівняно з синтетичними смолами, наприклад, вони енергоефективні у виробництві (65% менше енергії, необхідної для виробництва), безпечні (нетоксичні, біологічно розкладаються), придатні для вторинної переробки, відновлювані (виготовлені з біомаси) і екологічно чисті (68% менше викидів парникових газів) [4, 5].

Епоксидні смоли на біологічній основі виготовляються з використанням відновлюваної сировини, такої як рослинна олія, лігнін, жирні кислоти та целюлоза [6]. Епоксидування подвійних зв'язків у рослинних оліях, таких як соєва, лляна та пальмова олії, можна здійснити з використанням активного кисню (наприклад, перекису водню або пероцтової кислоти). Відомі біосмоли: фенольні смоли на біооснові, епоксидна смола на біооснові, поліуретан на біооснові, ацетат целюлози, біополіефіри, біополіолефіни [1, 4, 5].

В роботі розроблено екологічно чисту оправу окулярів [7, 8], виготовлену з переробленої кавової гущі, натуральних олій і біополімеру на основі рослинних олій, які використовуються як сполучна речовина. Окуляри водонепроникні завдяки спеціальному типу гідрофобного покриття. Технологічний процес включає 39 стадій обробки, більшість з яких виконується вручну. Біоматеріал каркасів окулярів розкладається приблизно за 10 років у природних умовах.

Результати досліджень. Для формування матриці біокомпозитів використано гранули кісткового клею. Як наповнювач використано відходи рослинного походження – кавову гущу. Після змішування компонентів формування біокомпозитів проводили в прес-формі під тиском з наступною термічною обробкою, яка полягала у витримці в печі за температури 150 °C протягом 2 годин.

Експериментально встановлено, що найвищу міцність на стискання 79,6 МПа мають біокомпозити зі щільністю 1,17 г/см³, що містять 200 мас. ч. наповнювача та сформовані за основним режимом термічної обробки (1 год 150 °C + пресування + 1 год 150 °C). За умови скорочення тривалості витримки на другому етапі термічної обробки (1 год 150 °C + пресування + 30 хв 150 °C) відбувається зниження на 24-25 % міцності на стискання біокомпозитів з вмістом кавової гущі 200 мас. ч. порівняно з витримкою 1 год під час термічної обробки за основним режимом. Зниження характеристики пов'язано з недостатньою тривалістю витримки у тепловому полі, яка необхідна для формування структури біокомпозитного матеріалу після додаткового стискання композиції. Це призводить до нерівномірного розподілу глютинового в'язучого в композиції з більшим вмістом частинок наповнювача порівняно з ступенем наповнення 190 мас. ч. В такому випадку значення межі міцності на стискання біокомпозитів з вмістом 200 мас. ч. відрізняється лише на 2 % порівняно з міцністю біокомпозитів, які містять 190 мас. ч. наповнювача. Аналогічна різниця в значеннях міцності біокомпозитів з різним вмістом наповнювача (190 мас. ч. та 200 мас. ч.), які сформовані за основним режимом обробки, становить 8-9 %, що вказує на домінуючий вплив теплової енергії на першому етапі обробки порівняно із збільшенням на 10 мас. ч. кількості наповнювача в системі.

Зменшення міцності на стискання на 30 % та на 36 % відбувається у випадку зниження тривалості витримки на першому етапі термічної обробки (30 хв 150 °C + пресування + 1 год 150 °C) та на двох етапах обробки (30 хв 150 °C + пресування + 30 хв 150 °C) відповідно. Дані результати добре корелюють із значеннями міцності на стискання біокомпозитних матеріалів з вмістом наповнювача 190 мас. ч., що пояснюється недостатньою кількістю теплової енергії для формування глютинових біокомпозитів.

Необхідно було також встановити оптимальну концентрацію розчину глютину, що дозволить сформувати біокомпозитні матеріали з високими механічними характеристиками. Сформовано біокомпозитні зразки з різною концентрацією кісткового клею: 50%, 43%, 38%. Вміст кавової гуші вибрано 200 мас. ч., оскільки за даного вмісту наповнювача отримано біокомпозитні матеріали з найвищими значеннями міцності на стискання. Щільність біокомпозитних матеріалів становила 1,17 г/см³ та 1,38 г/см³. Встановлено, що із зниженням концентрації кісткового клею у водному розчині матриці відбувається зниження міцності на стискання розроблених біокомпозитів.

Найвищу міцність на стискання 73,2 МПа серед біокомпозитів зі щільністю композиції в прес-формі 1,17 г/см³ отримано для матеріалів на основі розчину глютину з концентрацією 50%. Із зменшенням концентрації глютину до 43% відбувається зниження на 9% міцності на стискання біокомпозитів, що становить 66,9 МПа. Зниження концентрації глютину до 43% призводить до додаткового зниження міцності на стискання біокомпозитів (58,9 МПа) на 24% та 14% порівняно із біокомпозитами на основі розчину глютину з концентрацією 50% і 43% відповідно. Зниження міцності на стискання біокомпозитів пов'язане із зменшенням кількісного вмісту кісткового клею та збільшенням кількісного вмісту води, надлишок якої в матеріалі є шкідливим, оскільки перешкоджає структуруванню матеріалу.

Серед розроблених біокомпозитів із щільністю 1,38 г/см³ найвищу міцність на стискання 74,8 МПа мають біокомпозитні матеріали також із концентрацією розчину глютину 50%. Із зменшенням концентрації розчину глютину до 43% відбувається зниження на 17% міцності на стискання біокомпозитів, що становить 63,7 МПа. Подальше зменшення концентрації розчину глютину до 38% призводить до додаткового зниження міцності на стискання (63,1 МПа) біокомпозитів на 19% порівняно із біокомпозитами на основі розчину глютину з концентрацією 50%. Вищу міцність на стискання 74,8 МПа мають біокомпозити, наповнені 200 мас. ч. кавовою гущею з концентрацією розчину глютину 50% та щільністю композиції та 1,38 г/см³ порівняно із біокомпозитами з аналогічною концентрацією розчину глютину та щільністю композиції 1,17 г/см³.

Список літератури

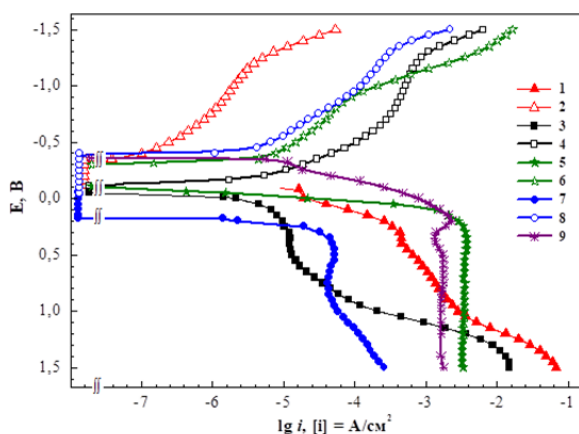
1. Mahmuda A., Uddin Md H., Tania I.S. (2022). Biocomposites based on natural fibers and polymers: A review on properties and potential applications, 41(17-18).
2. Ferdosian F., Yuan Z., Anderson M., et al. (2014). Synthesis of lignin-based epoxy resins: optimization of reaction parameters using response surface methodology. RSC Adv. 4, 31745-31753.
3. Zhu J., Chandrashekhara K., Flanigan V., Kapila S. (2004). Curing and Mechanical Characterization of a Soy-Based Epoxy Resin System. Journal of Applied Polymer Science, 91(6), 3513-3518.
4. Raquez J.-M., Deléglise M., Lacrampe M.-F., et al. (2010). Thermosetting (bio) materials derived from renewable resources: a critical review. Progress in Polymer Science, 35(4), 487-509. <https://doi.org/10.1016/j.progpolymsci.2010.01.001>
5. Kaplan D.L. (1998). Introduction to biopolymers from renewable resources. Biopolymers from renewable resources. Verlag Berlin Heidelberg New York: Springer, 1-29.
6. Kaushik, M.S., Verma G. (2020). Green nanocomposites based on thermoplastic starch and steam exploded cellulose nanofibrils from wheat straw. Carbohydr. Polymers, 82(2), 337-345.

7. <https://greenpost.ua/ru/news/ekookulyary-z-kavy-startap-ukrayinczya-yakym-varto-zahoplyuvatysya-i864>
8. https://zavodshop.com.ua/brands/ochis?srsltid=AfmBOopKG3_ysfUJkJmzM55yGX_kkTWjr-HmA95gofXVMKSUIubKfOY

КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ ПОКРИТТІВ ТА КОМПАКТНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ СИСТЕМИ (TiB₂-SiC)-(Ni-20%Cr) В 3%-НОМУ РОЗЧИНІ NaCl

Сироватка В.Л., Талаш В.М., Бондаренко А.А., Гальцов К.М., Терентьев О.Е.,
Чевичелова Т.М., Варченко В.Т., Марценюк І.С.

Методом потенціодинамічних поляризаційних кривих досліджено корозійну стійкість компактних матеріалів і композиційних покриттів на основі системи (TiB₂-SiC)-(Ni-20%Cr) в 3%-ному розчині NaCl, що імітує морську воду. Регулювання складу дозволяє значно збільшити корозійну стійкість покриттів. Отримані результати показують високу корозійну стійкість отриманих компактних матеріалів та композиційних покриттів системи (TiB₂-SiC)-(Ni-20%Cr) (рис.1, рис.2) у агресивних природних середовищах. Зі зменшенням вмісту нікелю та збільшенням (TiB₂-SiC)-складової в складі досліджених матеріалів можливо збільшувати їх корозійну стійкість у 3% NaCl.



1, 2 – (TiB₂-SiC) + 40(Ni-20%Cr); 3, 4 – (TiB₂-SiC) + 30(Ni-20%Cr); 5, 6 – Ni-Cr;
7, 8 – TiB₂ – 20% SiC; 9 – TiB₂

Рис.1. Анодні та катодні поляризаційні криві компактних матеріалів у 3 % розчині NaCl.

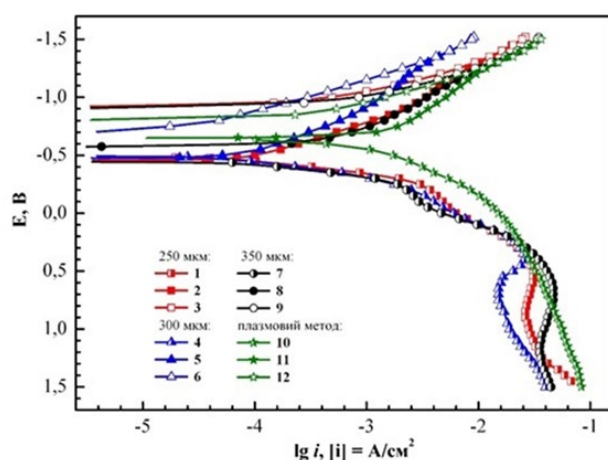


Рис.2. Анодні та катодні поляризаційні криві детонаційних покриттів (TiB₂-20%SiC) + 40%(Ni-20%Cr) (1 – 9) та плазмових покриттів (TiB₂-SiC) + 20%(Ni-20%Cr) (10 – 12) у 3% розчині NaCl.

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ РУХУ ДОМІШКОВИХ АТОМІВ У ГРАДІЄНТНОМУ ПОЛІ ТИСКУ РОЗПЛАВІВ

Скачков В.О., д.т.н., професор, професор кафедри Металургійних технологій, екології та техногенної безпеки (ORCID ID: 0000-0002-4447-4641, +380672801172, skavira@ukr.net), Запорізький національний університет;

Григор'єв С.М., д.т.н., професор, професор кафедри Металургійних технологій, екології та техногенної безпеки (ORCID ID: 0000-0002-3875-8880, +380984181289, hryhoriev.stanislav@gmail.com), Запорізький національний університет;

Карпенко Г.В., к.т.н., доцент кафедри Металургійних технологій, екології та техногенної безпеки (ORCID ID: 0000-0003-3504-0283, +380681235837, abkarpenko2017@gmail.com), Запорізький національний університет;

На даний час розроблено велику кількість методів та технологій глибокого очищення напівпровідникових матеріалів для елементів електронної техніки, сонячної енергетики та інших науково-технічних напрямків.

Широке застосування високочистих матеріалів передбачає подальше підвищення економічної ефективності їх отримання, вдосконалення функціональних характеристик і збільшення ступеня виходу придатного кінцевого продукту.

Досить часто використовуються фізичні методи отримання високочистих матеріалів. Огляд таких методів представлений у роботі [1]. Ці методи реалізуються у твердій, твердо-рідкій та рідкій фазах [2, 3, 4].

Розподіл домішкових атомів у гетероструктурах дозволяє керувати низкою властивостей напівпровідникових систем. Найбільш ефективний розподіл домішкових атомів можливий методом його фіксування з розплаву металу шляхом кристалізації [5].

Однією з важливих характеристик розплавів, відповідальних за переміщення атомів є в'язкість. Моделі оцінки кінетичних параметрів розплавів розглянуті на роботах [6-8].

Не менш важливими механізмами, що оцінюють перерозподіл домішкових атомів у розплаві металів, є дифузія. Процеси об'ємної дифузії викладені у роботі [9], механізми дифузії у неупорядкованих системах представлені у роботі [10], коефіцієнти дифузії рідких металів визначено у роботі [11]. Механізми дифузії дозволяють визначати міграцію домішкових атомів обсягом розплаву металів.

Гradient тисків зумовлює деякий рух атомів розплаву. Взаємодія тіл та рідини розглянута в роботі [12]. У роботі отримані кінцеві співвідношення визначення течії рідини при круговому обертанні, при цьому встановлено, що однорідна рідина обертається як тверде тіло.

Мета роботи. Розробити математичну модель та оцінити кількісні параметри руху домішкових атомів різного сорту у градієнтному полі тисків багатокомпонентних розплавів.

Розробка моделі. Розглядається розплав, що складається з матричного середовища з щільністю ρ_m і N домішкових атомів із густиною ρ_i ($i = \overline{1, N}$). Частина домішкових атомів мають щільність нижче ρ_m , решта атомів із щільністю вище ρ_m .

Математична модель розроблена у припущенні:

1. Об'ємна густина розплаву слабо залежить від наявності домішкових атомів. Кількість домішкових атомів – досить мала.

2. Домішкові атоми рівномірно розподілені за обсягом розплаву.

3. Електрохімічна взаємодія атомів приймається досить малою і не враховується.

4. Атоми не утворюють хімічних сполук.

5. Приймається, що швидкості дифузії атомів досить малі і не враховуються.

6. Гідростатичний тиск рівномірний за товщиною шару розплаву.

7. Шар розплаву досить малий. Під гідростатичним тиском шар розплаву обертається, як тверде тіло.

Швидкість руху V_i домішкових атомів сорту i за напрямом радіусу визначиться

$$V_i = \frac{dS_i}{dt} = \frac{2k_1k_2R_i^0}{(k_2 - k_1)} [e^{k_1t} - e^{k_2t}]. \quad (1)$$

Рівняння руху атомів сорту по окружному напрямку у скалярній формі можна записати:

$$\pm \frac{2\pi}{60} \frac{dS_i}{dt} \cdot \frac{4}{3} \pi r_i^3 \rho_i = 6\pi \mu_i \frac{dS_i^\varphi}{dt} r_i, \quad (2)$$

де S_i^φ – шлях руху атомів сорту i за напрямом кола.

У (14) знак «+» буде під час руху атомів від центру обертання, знак «-» - під час руху до центру обертання.

Перетворенням рівняння (2) з урахуванням (1) виходить співвідношення, що визначає швидкість руху атомів по колу:

$$\frac{dS_i^\varphi}{dt} = \frac{2\pi r_i^2 \rho_i k_1 k_2 R_i^0}{135(k_2 - k_1) \mu_i} [e^{k_1t} - e^{k_2t}]. \quad (3)$$

Інтегруванням рівняння (3) за часом від 0 до t виходить рішення у вигляді:

$$S_i^\varphi = \frac{\eta}{k_2} (1 - e^{k_2t}) - \frac{\eta}{k_1} (1 - e^{k_1t}), \quad (4)$$

де: $\eta = \frac{2\pi r_i^2 \rho_i k_1 k_2 R_i^0}{135(k_2 - k_1) \mu_i}$.

Сумарна швидкість V_i^Σ руху атомів сорту i за радіально-окружним напрямком запишеться:

$$V_i^\Sigma = \frac{dS_i^\Sigma}{dt} = \sqrt{V_i^2 + (V_i^\varphi)^2}, \quad (5)$$

де: V_i , V_i^φ - швидкості руху атомів сорту i по радіусу та по колу, відповідно.

Співвідношення (5), з урахуванням (1) та (3), запишеться у вигляді:

$$\frac{dS_i^\Sigma}{dt} = \frac{2k_1k_2R_i^0}{(k_2 - k_1)_i} (e^{k_1t} - e^{k_2t}) \sqrt{1 + \left[\frac{\pi r_i^2 \rho_i n}{135 \mu_i} \right]^2} \quad (6)$$

Інтегруванням (6) по S від 0 до S_i^Σ і за часом від 0 до t , виходить довжина сумарного шляху, який пройде атом сорту i за час t :

$$S_i^\Sigma = \frac{2k_1k_2R_i^0}{(k_2 - k_1)_i} \left[\left(\frac{1}{k_1} (e^{k_1t} - 1) + \frac{1}{k_2} (1 - e^{k_2t}) \right) \right] \times \sqrt{1 + \left[\frac{\pi r_i^2 \rho_i n}{135 \mu_i} \right]^2} \quad (7)$$

Тангенс кута нахилу вектору окружної швидкості до радіальної матиме значення:

$$\operatorname{tg}(\varphi) = \frac{V_i^\varphi}{V_i} = \frac{\pi r_i^2 \rho_i n}{135 \mu_i}. \quad (8)$$

Зі співвідношення (8) впливає значення кута нахилу окружної швидкості до радіальної:

$$\varphi = \arctg\left(\frac{\pi r_i^2 \rho_i n}{135 \mu_i}\right). \quad (9)$$

Співвідношення (9) показує, що кут нахилу вектора окружної швидкості вектору радіальної швидкості залежить від швидкості обертання n і залишається постійним для атомів сорту i по всій траєкторії їх руху.

На рис.1 представлені траєкторії руху домішкових атомів залежно від часу процесу. Розрахункова швидкість обертання диска прийнята у розмірі 30000 об/хв.

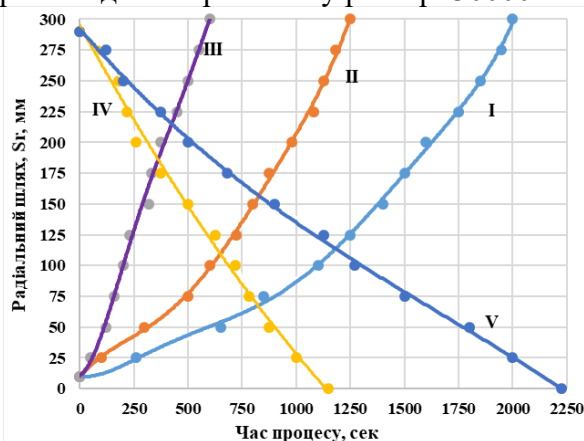


Рис. 1. Траєкторія руху домішкових атомів залежно від часу процесу (1 – атоми вуглецю, 2 – атоми хрому, 3 – атоми кобальту, 4 – атоми фосфору, 5 – атоми бору)

На рис. 2 представлені криві зміни радіальної швидкості руху домішкових атомів залежно від пройденого шляху від початку процесу (1 – атоми вуглецю, 2 – атоми хрому, 3 – атоми кобальту, 4 – атоми фосфору, 5 – атоми бору).

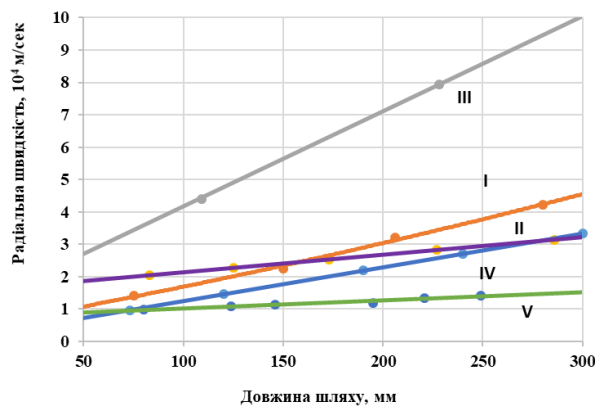


Рис. 2 – Зміни радіальної швидкості руху домішкових атомів залежно від пройденого шляху від початку процесу

Швидкості домішкових атомів залежно від їхньої щільності на максимальному радіусі 300 мм змінюються від $1,5 \times 10^{-4}$ м/сек (бор) до $13,5 \times 10^{-4}$ м/сек (кобальт).

Швидкості домішкових атомів залежно від їхньої щільності на мінімальному радіусі 50 мм змінюються від $0,64 \times 10^{-4}$ м/сек (вуглець) до $2,5 \times 10^{-4}$ м/сек (кобальт).

Атоми вуглецю та бору мають негативну швидкість, яка спрямована до центру обертання.

Висновки. Отримано кінцеві формули розрахунку руху домішкових атомів у розплаві за напрямом радіуса, по окружному напрямку та розрахунковій фізичній траєкторії. Проведено кількісні розрахунки, які дозволили встановити час руху домішкових атомів із щільністю вище за щільність матричного розплаву від радіуса 50 мм до радіуса 300 мм та

домішкових атомів із щільністю нижче за щільність матричного розплаву від радіусу 300 мм до радіусу 50 мм.

Література

1. Ажажа В.М., Ковтун Г.П., Неклюдов И.М. Комплексный подход к получению высоко чистых материалов для микроэлектроники. *Технология и конструирование в электронной аппаратуре*, 2002. №6. С. 3-6.
2. Ажажа В.М., Ковтун Т.П., Тихинский Г.Ф. Получение и металлофизика особо чистых металлов. *Металлофизика и новейшие технологии*, 2000. Т. 22. № 2. С. 21-35.
3. Скачков В.А., Бережная О.Р., Критская Т.В. Моделирование переноса примесных атомов в неоднородном поле микронапряжений поликристаллов. *Наукові нотатки*. Луцк, ЛНТУ, 2013. Вип. 41, частина 1. С. 237 – 241.
4. Толок В.Т., Падалка В.Г. Разработка и внедрение новых методов вакуум-плазменной технологи высоких энергий. *Вестник АН УССР*, 1979. № 4. С. 40-50.
5. Кривonos Ю.Г., Писаренко В.Г., Варава И.А. Моделирование интеллектуального управления кристаллизацией металлических расплавов. *Искусственный интеллект*, 2009. №3. С. 234 – 241.
6. Френкель Я.Н. Кинетическая теория жидкостей. Москва: Издательство АН СССР. 1945. 424с.
7. Бражкин В.В., Ляпин А.Г. Универсальный рост вязкости металлических расплавов в мегабарном диапазоне давления. *Успехи физических наук*, 2003. Том 170, №5. С. 535 – 551.
8. Лесин В.И., Лесин С.В. Фрактальная формула зависимости вязкости неньютоновской жидкости от градиента скорости. *Нефтяное хозяйство*, 2012. №3. С. 46 – 48.
9. Чувильдеев В.Н., Смирнова Е.С. Механизмы объемной диффузии при «высоких» и «низких». *Физика твердого тела*, 2011. Том 53. вып. 4. С. 727 – 732.
10. Белашенко Д.К. Механизмы диффузии в неупорядоченных системах (компьютерное моделирование). *Успехи физических наук*, 1999. Том 169. №4. С.380 – 382.
11. Востряков А.А., Пастухов Э.А., Сидоров Н.И., Сипатов И.С. Диффузия в расплавах Та, Nb и Zr. *Математическое моделирование. Металлургические процессы*. Казань, 2012. Т. 30. №5. С. 20 – 24.
12. Милович А.Я. Теория динамического взаимодействия тел и жидкости Москва - Ленинград: Государственное энергетическое издательство. 1940. 240 с.
13. Урусов В.С. Теоретическая кристаллохимия. Москва: Изд-во МГУ, 1987. 275 с.
14. Рабинович В.А., Хавин З.Я. Краткий химический справочник. Ленинград: Химия, 1991. 432с.

АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ФАЗОУТВОРЕННЯ В СКЛАДНОЛЕГОВАНИХ СПЛАВАХ

Скачков В.О., д.т.н., професор, професор кафедри Металургійних технологій, екології та техногенної безпеки (ORCID ID: 0000-0002-4447-4641, +380672801172, skavira@ukr.net),

Запорізький національний університет;

Курінний М.С., аспірант (ORCID ID: 0000-0002-3875-8880, +380984181289,), Запорізький національний університет;

Вступ. Фазоутворення є одним із ключових процесів у матеріалознавстві, що визначає мікроструктуру, механічні, фізичні та експлуатаційні властивості сплавів. Фазоутворенням називають процес формування різних фаз у сплаві, де фаза – це однорідна частина системи, яка має однаковий хімічний склад, кристалічну структуру та властивості, і відокремлена від інших частин межами розділу [1]. У багатокомпонентних системах, які містять три і більше компонентів (наприклад, Ni-Al-Cr), фазоутворення ускладнюється через складну взаємодію елементів, що призводить до утворення різноманітних фаз, таких як тверді розчини, інтерметалічні сполуки, карбіди, бориди, оксиди тощо [3]. Ці фази впливають на такі властивості, як міцність, пластичність, жаростійкість, корозійна стійкість і опір повзучості – повільна деформація під навантаженням при високих температурах [4]. Сучасні дослідження показують, що стабільність фаз залежить від ентальпії змішування (ΔH_{mix}) і ентропії змішування (ΔS_{mix}), які визначають перевагу утворення твердих розчинів чи інтерметалідів у багатокомпонентних системах [5].

Жароміцні сплави на основі нікелю – це багатокомпонентні матеріали, спеціально розроблені для роботи в екстремальних умовах, зокрема при температурах до 1373K і вище. Їх застосовують для виготовлення таких деталей, як лопатки турбін авіаційних двигунів, газові турбіни електростанцій і компоненти ракетних двигунів [6]. Їхня унікальність полягає в здатності зберігати високу міцність, опір повзучості та стійкість до корозії й окислення в агресивних середовищах [7]. Процеси фазоутворення в багатокомпонентних системах підпорядковуються термодинамічним і кінетичним законам [10].

У складних системах, таких як Ni-Al-Cr, прогнозування рівноваги ускладнене через численні взаємодії, тому застосовують методи чисельного моделювання, такі як CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams), які базуються на термодинамічних базах даних [3]. Метод CALPHAD дозволяє моделювати фазовий склад у системах із десятками компонентів, наприклад, прогнозуючи розподіл ренію між γ -матрицею та γ' -фазою, що впливає на жароміцність сплаву [11, 12].

Кінетика фазоутворення залежить від дифузії – процесу переміщення атомів у матеріалі, який визначає швидкість утворення і росту фаз [2]. Дифузія в твердих сплавах відбувається повільно через щільну упаковку атомів у кристалічній решітці, і її швидкість залежить від температури, типу решітки та природи атомів.

У багатокомпонентних системах фазоутворення ускладнюється через взаємодію багатьох елементів [3]. У жароміцних сплавах на основі нікелю фазоутворення спрямоване на створення мікроструктури, яка забезпечує баланс між міцністю, пластичністю і жаростійкістю [6]. Наприклад, γ' -фаза зміцнює сплав, карбіди перешкоджають ковзанню меж зерен, а оксидні плівки захищають від окислення [8]. Рідкоземельні елементи, такі як церій (Ce), сприяють утворенню захисних оксидних плівок (CeO_2), які зменшують швидкість окислення при 1373K на 30–40%, що значно подовжує термін служби сплаву в газотурбінних двигунах. Наприклад, у сплавах із 0,01% Ce оксидні плівки мають вищу адгезію, що знижує відшарування під час термічних циклів [14].

Дифузійні процеси впливають на ліквідацію (неоднорідність складу), ріст фаз, утворення карбідів і боридів [2]. Повільна дифузія Re і Ru підвищує довговічність сплаву, а швидка дифузія В і Y по межах зерен покращує жаростійкість, але потребує точного контролю складу, щоб уникнути крихкості [6]. Наприклад, надлишок бору може спричинити утворення низькотемпературних евтектик, що знижують жароміцність на 5–10% [13].

Евтектичні процеси є важливим типом фазових перетворень у багатокомпонентних сплавах, що впливають на їхню мікроструктуру [9]. Евтектичне перетворення – це інваріантний процес, при якому рідина при фіксованій температурі одночасно кристалізується в дві або більше твердих фаз із утворенням характерної мікроструктури, наприклад, ламелярної (пластинчастої) або глобулярної [9]. При евтектичному перетворенні число ступенів свободи за правилом фаз Гіббса $F=0$.

У жароміцних сплавах на основі нікелю, легованих Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Ce-Y-La-Nd, евтектика утворюється при температурах 1523–1573K, наприклад, у сплаві CMSX-4: рідка фаза переходить у γ -матрицю і MC-карбіди (TaC, WC). Залишкова рідка фаза при 1423K кристалізується в $\gamma+\gamma'$ -фазу [4]. Згідно з дослідженнями С.Т. Сімса, структура евтектики γ /MC – глобулярна, тобто складається з округлих частинок карбідів у γ -матриці, що підвищує зносостійкість, але знижує пластичність через крихкість карбідів на межах зерен. У сплавах із високим вмістом Ta і W (6% кожного) частка евтектики може досягати 5–10%, що впливає на механічні властивості [7]. Тантал (Ta) підвищує стабільність MC-карбідів у евтектичних структурах, що сприяє збереженню їхньої морфології при високих температурах. Наприклад, MC-карбіди (TaC) мають температуру плавлення близько 4073K, що дозволяє їм залишатися стабільними в евтектичних структурах при температурах до 1573K, підвищуючи опір повзучості на 10–15% [14].

Рідкоземельні елементи (Ce, Y, La, Nd) зменшують температуру евтектики на 10–20°C, сприяючи утворенню дрібнодисперсних оксидів на межах фаз, що покращує жаростійкість [8]. Наприклад, церій (Ce) сприяє формуванню оксидів CeO₂, які діють як бар'єри для дифузії кисню, знижуючи швидкість окислення поверхні на 30–40% при 1373K [15]. Бор (B) впливає на евтектичне перетворення, сприяючи утворенню боридів M₃B₂ на межах зерен, що зміцнює їх, але надлишок B (понад 0,05%) може призвести до утворення низькотемпературної евтектики (близько 1373K), яка знижує жароміцність [6].

Евтектичні процеси формують складні структури, які впливають на баланс міцності та пластичності [9]. У жароміцних сплавах глобулярна евтектика γ /MC підвищує зносостійкість, але може знизити ударну в'язкість через крихкість карбідів [7]. Легування B, Ce, Y, La, Nd потребує точного контролю для уникнення небажаних фаз [6]. Наприклад, додавання 0,01% Y підвищує зносостійкість евтектичних структур на 10% за рахунок утворення дрібнодисперсних оксидів [16].

Евтектоїдні процеси є важливим типом фазових перетворень у твердому стані, що впливають на мікроструктуру сплавів. Евтектоїдне перетворення – це інваріантний процес ($F=0$), при якому одна тверда фаза при фіксованій температурі розпадається на дві тверді фази з утворенням ламелярної структури. У жароміцних сплавах на основі нікелю евтектоїдні процеси менш поширені через високу стабільність γ -матриці, але можуть відбуватися за певних умов [6]. У системі Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Ce-Y-La-Nd евтектоїдне перетворення можливе при охолодженні з 1173–1273K, наприклад, у сплавах із високим вмістом Cr і Mo: γ -фаза розпадається на γ' -фазу та M₂₃C₆ [4]. Згідно з дослідженнями М.Дж. Доначі, у сплаві типу Inconel 718 (Ni-19%Cr-18%Fe-5%Nb-3%Mo) при 973K можливе часткове перетворення γ -матриці в γ' -фазу та δ -фазу (Ni₃Nb), хоча це не класичний евтектоїд [4]. δ -фаза – це орторомбічна інтерметалічна сполука, яка може знижувати пластичність при надлишковій кількості. Легуючі елементи, такі як Mo і W, уповільнюють дифузію, що пригнічує евтектоїдне перетворення, зберігаючи γ -фазу [6]. Реній (Re) і рутеній (Ru) підвищують стабільність γ -матриці, запобігаючи утворенню шкідливих фаз, таких як σ -фаза – одна з ТЩУ-фаз типу (Cr,Mo)_x(Ni,Co)_y, яка є крихкою і знижує пластичність [3]. Наприклад, додавання 3% Ru знижує ймовірність утворення σ -фази на 20–30%, що сприяє збереженню пластичності при температурах 1073–1273K [11].

Евтектоїдні процеси формують ламелярні структури, які підвищують твердість, але можуть знижувати пластичність [9]. У жароміцних сплавах легування Re, Ru і B допомагає

контролювати ці процеси, запобігаючи утворенню крихких фаз [6]. Наприклад, додавання 0,02% В знижує ймовірність утворення δ -фази в Inconel 718 на 5–10%, що зберігає пластичність сплаву при 973K [17].

Висновки. Фазоутворення в багатокомпонентних сплавах, зокрема жароміцних сплавах на основі нікелю, таких як Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Ce-Y-La-Nd, є складним процесом, що визначається взаємодією термодинамічних і кінетичних факторів. Термодинамічна рівновага (рівність μ) визначає розподіл елементів між фазами: тверді розчини (γ -матриця), інтерметаліди (γ'), карбіди (MC, M₂₃C₆) і бориди (M₃B₂) формуються залежно від спорідненості елементів [1]. У жароміцних сплавах системи Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Ce-Y-La-Nd такі елементи як Ni, Co, Cr, Mo, W, Ru, Re формують γ -матрицю, Al, Ta і частково Re утворюють γ' -фазу, Cr, Mo, W, Ta – карбіди, а B, Ce, Y, La, Nd зміцнюють межі зерен і підвищують жаростійкість. Дифузійні процеси (закон Фіка) впливають на кінетику: повільна дифузія Re і Ru ($D \approx 10^{-13}$ м²/с) підвищує опір повзучості, а швидка дифузія B і Y по межах зерен ($D_{\text{меж}} \approx 10^{-9}$ м²/с) покращує жаростійкість.

Перелік джерел посилань

1. Мазур В.І., Мазур А.В. Введення в теорію сплавів. – Київ: Вища школа, 2009.
2. Smallman R.E., Bishop R.J. Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering. – 6th Edition, Butterworth-Heinemann, 1999.
3. Cahn R.W., Haasen P. Physical Metallurgy. – 4th Edition, Elsevier, 1996.
4. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: A Technical Guide. – 2nd Edition, ASM International, 2002.
5. Zhang Y., Zhou Y.J., Lin J.P., et al. Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys. Advanced Engineering Materials, 2008, Vol. 10, No. 6, pp. 534–538.
6. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. – Cambridge University Press, 2006.
7. Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. – Wiley, 1987.
8. Lai G.Y. High-Temperature Corrosion and Materials Applications. – ASM International, 2007.
9. Callister W.D., Rethwisch D.G. Materials Science and Engineering: An Introduction. – 9th Edition, Wiley, 2014.
10. Yeh A.C., Tin S. Effects of Ru and Re Additions on the High-Temperature Stability of Ni-Based Superalloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, Vol. 37, No. 9, pp. 2621–2631.
11. Saunders N., Miodownik A.P. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. Pergamon, 1998.
12. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. Computational Thermodynamics: The CALPHAD Method. Cambridge University Press, 2007.
13. Wu Q., Song Y., et al. Role of Yttrium in the Oxidation Resistance of Ni-Based Superalloys. Corrosion Science, 2008, Vol. 50, No. 6, pp. 1678–1685.
14. Caron P., Khan T. Evolution of Ni-Based Superalloys for Single Crystal Gas Turbine Blade Applications. Aerospace Science and Technology, 1999, Vol. 3, No. 8, pp. 513–523.
15. Pint B.A. Oxidation Behavior of Ni-Based Superalloys with Reactive Element Additions. Oxidation of Metals, 1997, Vol. 48, No. 3–4, pp. 303–328.
16. Chen W., Chaturvedi M.C. Effect of Boron on the Microstructure and Mechanical Properties of Ni-Based Superalloys. Materials Science and Engineering: A, 1997, Vol. 229, No. 1–2, pp. 163–168.
17. Porter D.A., Easterling K.E., Sherif M.Y. Phase Transformations in Metals and Alloys. – 3rd Edition, CRC Press, 2009.

ЛОКАЛЬНЕ ЛАЗЕРНО-СТИМУЛЬОВАНЕ ЕЛЕКТРОСАДЖЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ЦИНКОВИХ ПОКРИТТІВ

Титаренко В.В.

к.ф.м.н., доцент кафедри фізики

Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»

Останнім часом процес електроосадження, стимульований лазерним випромінюванням з метою прискорення процесу електрометалізації, є предметом підвищеного інтересу індустрії металевих покриттів [1-4]. У процесі виробництва мікроелектронних пристроїв існуючі процеси створення складних металізованих структур вимагають декількох особливо складних етапів виготовлення масок, процесу фотолітографії тощо. Це підвищує складність контролю процесу та вартість виробництва. Розвиток процесу нанесення металевих покриттів за допомогою лазера є дуже перспективною технологією для швидкого безмаскового вибіркового нанесення плівок.

Для мікроелектроніки перспективне застосування локальних електролітичних цинкових покриттів з метою захисту від корозії відповідальних вузлів, нанесення мікродоз цинковмісного припою для маломірних деталей.

Мета даної роботи полягала у визначенні оптимальних умов локального лазерно-стимульованого електроосадження композиційних покриттів цинку, що містять ультрадисперсний алмаз (УДА), у вигляді плям та ліній для формування контактних площадок або зображень топології інтегральних схем.

Електроосадження плівок цинку здійснювалось зі стандартного сірчанокислового електроліту наступного складу (г/л): $\text{ZnSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ – 250, Na_2SO_4 – 75, $\text{Al}(\text{SO}_4)_3$ – 30, pH- 4. Концентрація частинок УДА у водному розчині електроліту становила 2 г/л. Експериментальна установка (рис. 1) зібрана на базі твердотільного рубінового лазера КВАНТ-12. Генерація на рубіні здійснювалася в імпульсно-періодичному режимі на довжині хвилі лазерного випромінювання (λ), що дорівнює 694 нм, при частоті генерації (f) – 10 Гц з енергією випромінювання в імпульсі (W) – 2,2-3,0 Дж, тривалості імпульсного (t_i) – 2-5 мс, радіусі сфокусованого лазерного променя (r_0) – 0,1 мм. При енергії випромінювання 2,2 Дж інтенсивність лазерного випромінювання (ω) становила $70 \cdot 10^7$ Вт/м². Робочий столик слугував для закріплення та позиціонування катодної поверхні щодо нерухомого сфокусованого лазерного променя. Швидкість сканування лазерного променя при осаженні цинкових доріжок становила 3 мм/с.

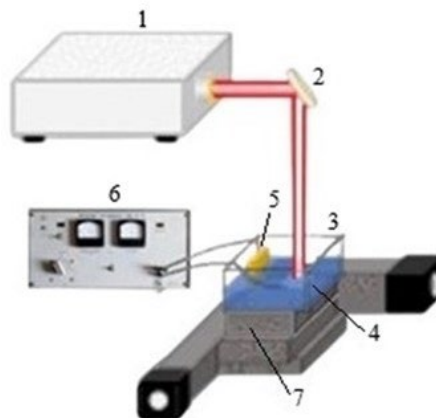


Рис. 1 Схема експериментальної установки: 1 – джерело випромінювання (твердотільний рубіновий лазер КВАНТ-12: $\lambda=694$ нм, $\omega=(70-95) \cdot 10^7$ Вт/м²), 2 – поворотне дзеркало, 3 – електролітична комірка, 4 – катод, 5 – анод, 6 – джерело сталого струму, 7 – координатний столик

Дослідження показали, що при катодному потенціалі $E > -1,01$ В електроосадження цинку при вимкненому джерелі лазерного випромінювання візуально не спостерігається. При $E < -1,05$ В спостерігається рівномірне покриття всієї поверхні мідного катода шаром металевого цинку. Лазерне прискорення процесу осадження цинку обумовлено термічним ефектом, що було встановлено за допомогою зондування зони лазерного опромінення за допомогою мідь-константанової термопари, що показала нагрівання центральної області сфокусованого лазерного променя радіусом $r_0 = 10$ мм від 296 К до 332 К.

Для формування локального металевого покриття, поверхня якого перевищує діаметр сфокусованого лазерного променя (рис. 2 а), необхідно застосовувати сканування, яке було реалізовано під час поступального руху катода відносно нерухомого лазерного променя (рис. 2 б).



Рис. 2 Локальні покриття у вигляді: а) плями; б) ліній ($\times 20$)

При великих значеннях потужності випромінювання температура розчину електроліту у прикатодній області значно перевищує температуру основного об'єму розчину електроліту. У результаті нагріті шари області опромінення заміщаються більш холодними прилеглими шарами розчину електроліту і виникає інтенсивне перемішування розчину. Конвекційний потік призводить до зменшення товщини дифузійного шару біля поверхні катода і відновлення концентрації іонів металу. Завдяки цьому швидкість зростання електролітичної плівки істотно підвищується.

Література:

1. Bernasconi R., Crimella D., Demir A. G., Previtali B., Magagnin L. Laser assisted electrodeposition of binary metallic alloys from water-based electrolytes: The case of palladium-platinum // *Surface and Coatings Technology*. 2024. 484. p. 130849. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.130849>
2. Song J. Fabrication of Gold Microelectrodes on a Glass Substrate by Femtosecond-Laser-Assisted Electroless Plating // *Journal of Laser Micro/Nanoengineering*. 2012. 7(3), pp. 334-338. [10.2961/jlmn.2012.03.0018](https://doi.org/10.2961/jlmn.2012.03.0018)
3. Zhou R., Huang T., Chen L., Sijie C., Shengdong L., g ZhuoY. Electroless Deposition of Confined Copper Layers Based on Selective Activation by Pulsed Laser Irradiation // *Journal of Laser Micro/Nanoengineering*. 2017. 12, pp. 169-175. [10.2961/jlmn.2017.02.0021](https://doi.org/10.2961/jlmn.2017.02.0021)
4. Gupta R. K., Singh A., Singh B. Maskless copper electroplating on stainless steel using DPSS green laser // *Surface Engineering*. 2018. 34, pp. 446-453. [10.1080/02670844.2017.1396741](https://doi.org/10.1080/02670844.2017.1396741)

ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ НА ЕВОЛЮЦІЮ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКОВОГО АЛЮМІНІДУ ЗАЛІЗА Fe-Al-Nb

Толочин О. І., к.т.н., с.н.с., пр.н.с., Толочина О. В., к.т.н., с.н.с., Окунь І.Ю., 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

Аналіз сучасного стану проблем показує, що двокомпонентні алюмініди заліза демонструють механізми опору повзучості, які подібні до жароміцних феритних сталей. Регулярна ОЦК-гратка не дозволяє досягти необхідного опору повзучості при високій температурі через велику дифузійну рухливість атомів. Однак, мікролеговані алюмініди заліза можуть створювати невпорядковані кристалічні структури твердих розчинів або композити з виділеннями частинок когерентної та некогерентної фази. Поліпшення опору повзучості спостерігається при додаванні в твердий розчин елементів з низькою дифузійною рухливістю таких як Mo, W, Nb та ін.

Потрійна система Fe-Al-Nb привертає інтерес через її потенціал для високотемпературних структурних застосувань. Утворення інтерметалідних фаз, включно з фазами Лавеса, такими як Fe₂Nb, суттєво впливає на механічні властивості цих сплавів.

Переваги порошкової металургійної технології у випадку отримання 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 мікролегованих сплавів та композитів, які зміцнені дисперсними частинками. Таким чином нові вимоги до використання сплавів на основі алюмінідів заліза передбачають не тільки корекцію фазового складу та структури але, можливо, і докорінної зміни технологічних принципів отримання виробів. В цьому випадку підвищення механічних властивостей досягається оптимальною термомеханічною обробкою, спрямованою на отримання мінімальних розмірів структурних елементів (зерен та частинок другої фази), що було реалізовано завдяки запропонованій нами технології прямого штампування пластичних порошків заліза та алюмінію [1–3]. Підвищення низькотемпературної міцності та деформаційне зміцнення досягається завдяки диспергуванню структури вихідних порошків та напівфабрикатів на різних технологічних етапах отримання кінцевого виробу.

Метою роботи є дослідження впливу технологічних факторів на фазоутворення, структуроутворення та фізико-механічні властивості мікролегованих сплавів на базі інтерметалідів алюмініду заліза, з порошкових сумішей Fe-Al-Nb. На базі отриманих даних планується оптимізувати технологічні параметри та отримати матеріали з високими механічними та службовими характеристиками в широкому діапазоні температур.

В якості легуючої добавки використовувався ніобій вміст якого складав 2 та 5 ат.%. Для отримання алюмінідів заліза складу Fe–28Al, Fe–28Al–2Nb, Fe–28Al–5Nb (ат.%) використовували порошки заліза марки ПЖВ-3, алюмінію марки ПА-4 та ніобію марки ПНб. Порошкові суміші готувались з врахуванням технологічних можливостей отримання різних структурних станів. Для першої партії суміш отримували змішуванням відповідних порошків у 3D-змішувачі в середовищі спирту, внаслідок чого не спостерігалось будь-яких змін форми вихідних порошків. В іншій партії суміш порошків отримували розмелом в планетарному млині САНД-1 протягом 3 годин при швидкості обертання 200 об/хв в середовищі спирту. Внаслідок розмелу частинки порошків переважно сферичної форми деформувалися та набували форми плоских пластинок.

З отриманих сумішей порошків запресовуванням в сталевий контейнер при кімнатній температурі готували заготовки для подальшої операції гарячого деформування. Герметичні

сталі контейнери із порошковими зразками занурювалися в попередньо нагріту до температури штампування піч, де витримувалась протягом 20 хв та деформувалися в напівзакритому штампі на дугостаторному пресі ФА-1732 при температурах 800 та 1200 °С. Частину зразків досліджували відразу після ущільнення, іншу частину додатково відпалювали при 1300 °С протягом 120 хв у вакуумі.

Окрім зазначених технологічних операцій, з метою повного закриття пористості та реалізації механізму динамічної рекристалізації для розмелених порошків додатково була використана багаторазова деформаційна обробка. Основна відмінність даної схеми ущільнення від попереднього випадку полягає в трикратному штампуванні заготовок при температурі 1200°С. В цьому випадку додатковий відпал не проводився.

Вплив розмелу та мікролегування на температурно-кінетичні параметри процесів утворення інтерметалідних фаз вивчали методами диференціальної скануючої калориметрії та рентгено-фазового аналізу. Після термомеханічної обробки зразків визначали їх фізико-механічні властивості: густину, питомий електроопір, в'язкість руйнування, міцність на вигин, стиск та розтяг при різних температурах (20–700°С), повзучість.

Розмел порошків суттєво змінює кінетичні та температурні умови фазоутворення особливо на початковій стадії СВС синтезу. Аналіз даних ДСК продемонстрував, що на відміну від зразків з вихідних порошків, де бурхлива екзотермічна реакція веде до плавлення алюмінію та інтенсивного пороутворення за механізмом Кіркендала, в розмелених зразках реакція відбувається повільно і нижче температури плавлення з суттєво меншим виділенням теплової енергії. Вони демонструють значно меншу схильність до розрихлення. Анізотропна структура розмелених порошків успадковується зерненою структурою фєро-алюмінідів на наступних стадіях ущільнення.

Структурні дослідження показали, що після штампування зразків з розмелених порошків при температурах 800 та 1100 °С формується яскраво виражена анізотропна структура з розміром зерен в мінімальному перерізі 5-10 мкм. В структурі формуються частинки Fe₂Nb розміром 0,5-2 мкм, а границі зерен декоровані дрібними частинками фази Fe₂AlO. Пластинчаста структура зберігається після додаткового відпалу при 1300 °С. Після триразового штампування спостерігається пластинчаста структура, але розмір зерна зменшується до 2-5 мкм і максимальний розмір оксидних частинок не перевищує 500 нм. В структурі утворюються голчасті виділення товщиною 100-500 нм, що відповідає фазі Fe₂Nb легованою алюмінієм.

Низькотемпературна міцність зразків з розмелених порошків значно вища, ніж у нерозмелених. Додатковий відпал підвищує міцність. Після одноразового штампування найвищу міцність 850 МПа демонструють зразки Fe-28Al-2Nb, що деформувались при 1100 °С та були відпалені при 1300 °С. Після триразового штампування міцність значно підвищується до 1340 МПа завдяки дисперсній структурі та утворенням дрібних частинок зміцнювальної фази. Фрактографічні дослідження фіксують транскристалітний характер руйнування, що свідчить про відсутність схильності до розшарування в пластинчастій структурі. Випробування на стиснення в діапазоні температур 20-700 °С зразків, що штамповані при 1100 °С та відпалені при 1300 °С, показали, що при всіх температурах границя плинності збільшується зі збільшенням вмісту Nb, при цьому зразки з анізотропною структурою зміцнюються сильніше, ніж з ізотропною. Після триразового деформування зразків системи Fe-Al-Nb механічні властивості на стиснення значно підвищуються як за кімнатної температури так і при 700 °С з 340 МПа до 430 МПа для складу Fe-28Al-5Nb. Значне високотемпературне зміцнення відбувається переважно під дією дислокаційного механізму дисперсного зміцнення та механізму Холла-Петча внаслідок подрібнення зерна.

Випробування на повзучість продемонстрували принципові відмінності у механічній поведінці сплаву Fe-Al-Nb з різними структурними станами. Зразки з ізотропною структурою не продемонстрували достатнього покращення у порівнянні з двокомпонентними зразками, а

зразки з анізотропною структурою значно краще опираються повзучості при 650 °С та демонструють задовільну повзучість (краще ніж 10^{-7} с^{-1} за навантаження 120 МПа). Вірогідно розмел активує утворення дисперсних частинок, які сприяють зміцненню при підвищених температурах.

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”.

Список літератури.

[1] Tolochyn, O., Tolochyna, O., Bagliuk, G., Yevych, Y., Danylenko, V., & Podrezov, Y. (2024). Mechanical behavior of powdered iron aluminide Fe–28Al manufactured by direct powder forging. *Intermetallics*, 175, 108537.

[2] Tolochyn, O. I., Tolochyna, O. V., Podrezov, Y. M., Danylenko, V. I., & Bagliuk, G. A. (2025). The Role of Deformation Conditions and Mo-Doping on the Evolution of Structure and Mechanical Properties of Powdered Iron Aluminide. *JOM* 77, 1940–1953.

[3] Tolochyna, O., Tolochyn, O., Bagliuk, G. et al. (2023) Effect of Heating Rate and Hot Forging Temperature on Phase Formation and Complex Physical and Mechanical Properties of Powdered Iron Aluminide. *JOM* 75, 825–836.

КОМПОЗИЦІЙНІ ПЛАЗМОВІ ПОКРИТТЯ СИСТЕМИ БРОНЗА-ГРАФІТ-NI.

Уманський О. П.¹ - д.т.н., проф., Терентьєв О.Є.¹ – к.т.н., с. д., Кушєв О.В.¹,
Бражевський В.П.², Чернишов О.О.²

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

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

В даний час у машинобудуванні широко використовуються вузли тертя з композиційних матеріалів, одержувані методом порошкової металургії, що включають тверді мастила, які значно знижують коефіцієнт тертя у парі. До таких матеріалів відносяться залізографіти та бронзографіти. Для виробів з бронзографіту, як правило використовується суміш порошків олов'янистої бронзи (складу: мідь – 88 – 92 мас.% і олово – 8 – 11 мас.%) та графіту (1 – 4 мас.%). Подальше збільшення кількості графіту у складі підвищує триботехнічні характеристики пари тертя, але знижує міцність виробу. Запобігти цьому можливо використанням у вузлах тертя композиційних антифрикційних покриттів. При цьому деталі виготовляються із компактного матеріалу (сталі, алюмінію, титану чи інш.), а на робочу поверхню газотермічним методом (плазмовим, газополум'яним) наноситься композиційне покриття у складі якого присутнє тверде мастило (наприклад графіт). Кількість графіту у покритті може бути збільшена до 10 – 30 мас.% [1]. Слід зазначити, що газотермічне напилення композиційних порошків із графітом у складі пов'язано із певними труднощами. Оскільки напилення проводиться у відкритій атмосфері і температура плазмового потоку досить висока, існує ймовірність окислення та вигорання графіту [2], [3]. Для того щоб захистити графіт від високотемпературного впливу плазмового струменя, його необхідно плакувати нікелем.

Метою даної праці є розробка покриттів з композиційного порошкового матеріалу плакованого типу системи бронза – графіт – нікель для плазмового напилення та дослідження фізико-механічних властивостей отриманих покриттів.

Для виконання даної роботи в ІПМ НАН України було розроблено та виготовлено дослідну партію конгломеровано-плакованого композиційного порошку за схемою:

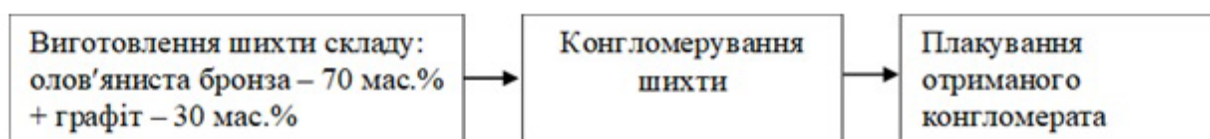


Рис. 1 Схема виготовлення композиційного порошку бронза – графіт – нікель.

Олов'яниста бронза марки БрОФ-10-1 (аналог СС481К-Євросоюз) – мідь з вмістом олова 10 мас.% та 1 мас.% фосфору, графіт марки ГАК-1.

Покриття з отриманого КПМ наносили методом плазмового напилення у відкритій атмосфері (APS - air plasma spraying) з використанням установки УПУ-3Д у захисній камері з маніпулятором 15ВБ та плазмотроном F4-MB фірми Metco (США). В якості плазмоутворюючого газу використовувалася суміш аргону з воднем. Для забезпечення максимальної адгезії покриттів до основи зразки попередньо очищали, знежирювали та піддавали струменево-абразивній обробці і наносили через сполучне покриття з термореагуючого порошкового матеріалу ПТЮ5Н складу 95 мас.% Ni, 5 мас.% Al (аналог –

Metco 450NS) на зразки із сталі 45. Дослідження мікроструктури проводили на електронному мікроскопі JEOL JAMP 9500.

Для плазмового напилення використовували фракцію порошку із розміром частинок 63 – 100 мкм. Для вивчення технологічних властивостей порошків визначали їх насипну щільність та плинність за ДСТУ ISO 3923-1:2016 і ДСТУ ISO 4490:2016 відповідно. На кожне значення насипної щільності та текучості проводили мінімум 3 випробування. Було встановлено що насипна щільність складає $2,75 \text{ г/см}^3$, а плинність 63 с.

Досліджено морфологію та мікроструктуру (рис. 2) отриманого композиційного порошку (БрОФ10-1 + 30% графіту) - 30% Ni, кожна частинка якого є конгломератом частинок бронзи і графіту оточених суцільною щільною нікелевою оболонкою. Товщина оболонки складає 3 – 5 мкм.

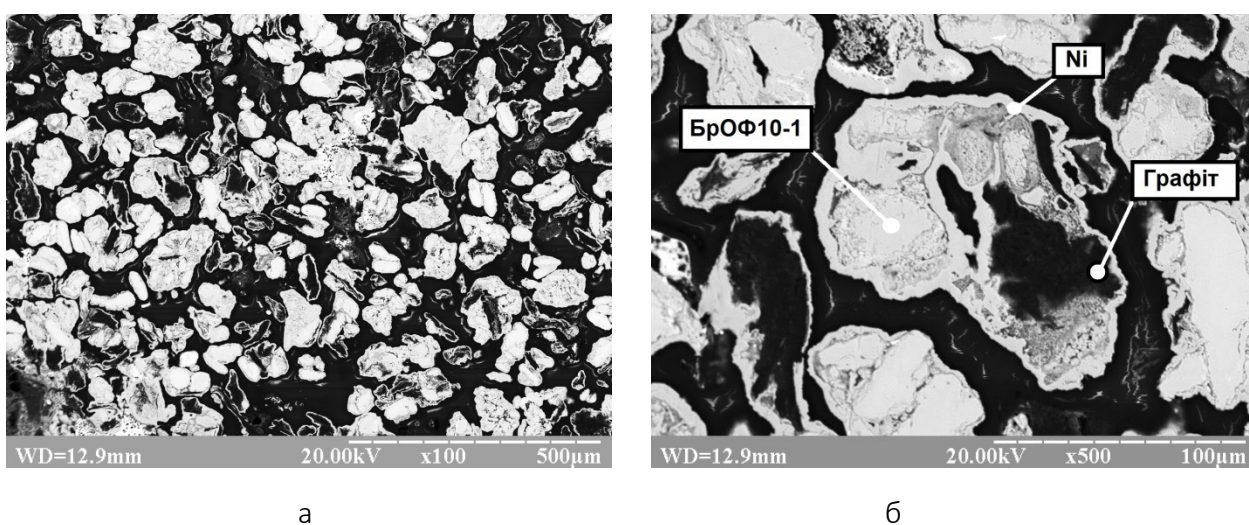


Рис. 2. Композиційний порошок (БрОФ10-1+графіт) - 30% Ni: а - морфологія; б – мікроструктура частинки.

Отримане плазмове покриття має типову ламелеподібну мікроструктуру (рис. 3), що складається з металевої матриці у якій рівномірно розподілені зерна графіту. Вочевидь, що в процесі підготовки шліфів відбувалось незначне викришування графітової фази. Це свідчить про високий рівень когезії між компонентами покриття.

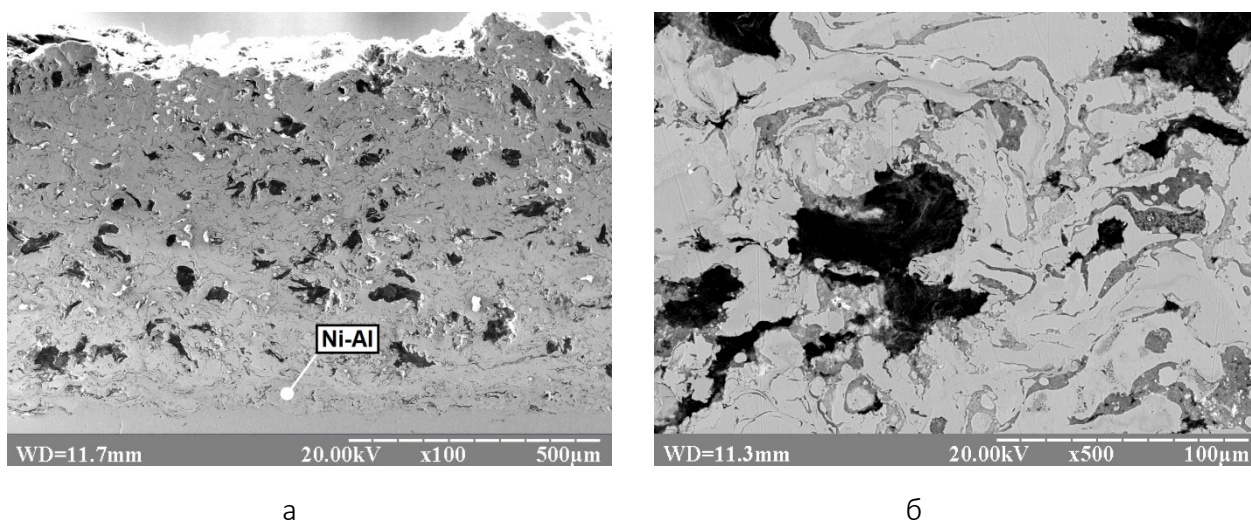


Рис. 3 Мікроструктура плазмового покриття з композиційного порошку (БрОФ10-1+30% графіт) - 30% Ni: а – збільшення x100; б – x500.

Пористість практично відсутня ($\leq 5\%$). Покриття щільно прилягає до основи. Адгезійна міцність зв'язку покриття із основою, що вимірювалась за штифтовою методикою, складає 32 – 34 МПа. Мікротвердість металевої складової 0,8 ГПа.

Розроблені композиційні покриття (БрОФ10-1+30% графіт) - 30% Ni можуть бути рекомендовані як антифрикційні для використання у вузлах тертя авіаційної, автотракторної та іншої техніки, а також як покриття ведучих поясів артилерійських снарядів з метою підвищення ресурсу стволів.

Дана робота виконувалась за підтримкою Національного фонду досліджень України в рамках виконання проекту №2023.04/0066.

Список литературы.

1. Influence of Ni Content on Microstructure and Hardness of Nickel- Graphite Abradable Seal Coatings Produced by Plasma Spraying. O. Umanskyi, O. Kushchev, M. Storozhenko and others. Solid State Phenomena, 2024, Vol. 355, pp 101-106 ISSN: 1662-9779 <https://doi.org/10.4028/p-jlR7C9>

2. Кущев О.В., Терентьев О.Є., Бражевський В.П., Костюнік Р. Є., Ведель Д.В., Васільєв О.О., Чернишов О.О., Красікова І.Є., Марценюк І.С., Уманський О.П. Вплив високотемпературного потоку на морфологію та хімічний склад композиційного порошку нікель-графіт при нанесенні плазмових покриттів. Порошкова Металургія – № 7/8, 2024.

3. Кущев О.В., Терентьев О.Є., Бражевський В.П., Чернишов О.О., Васільєв О.О., Костюнік Р.Є., Марценюк І.С., Уманський О.П. Вплив режимів напилення та особливостей виготовлення композиційних порошків системи нікель-графіт на структуру та хімічний склад плазмових покриттів Порошкова Металургія - № 9/10, 2024.

ВПЛИВ МАТЕРІАЛУ КОНТРТИЛА НА ТРИБОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРИТТІВ СИСТЕМИ Л63–НПГ50

Уманський О.П. Кущев О.В., Терентьєв О.Є., Полярус О.М., Варченко В.Т., Чевичелова Т.М., Бондаренко О.А.

Використання твердих змащувальних матеріалів, таких як нітрид бору, дисульфід і диселенід молібдену, сульфід заліза, графіт тощо – відомий спосіб покращення триботехнічних характеристик пар тертя [1, 2]. В попередніх дослідженнях [3] авторами запропоновані композитні плазмові покриття на основі мідного сплаву з додаванням в якості змащувального матеріалу порошку плакованого нікелем графіту (НПГ50). Оптимізовано склад і режими нанесення плазмових антифрикційних покриттів [4], однак вплив матеріалу контртіла на трибологічні характеристики пари тертя не вивчався.

У представлений роботі досліджено зносостійкість покриттів Л63+НПГ50 у парі з різними марками сталі: Ст.45 (термооброблена на твердість 45–48 HRC) і Р18 (термооброблена на твердість близько 64 HRC). Випробувано склади з 10, 30 і 50 мас. % НПГ50. Дослідження проводилися на машині тертя М-22М за схемою «вал – частковий вкладиш» при швидкості 4 м/с, навантаженні 0,25 МПа та шляху тертя 3000 м, діаметр контртіла становив 40 мм.

Результати проведених досліджень наведено в табл.1.

Таблиця 1. Залежність трибохарактерстик пари тертя від матеріалу контртіла

Кількість НПГ50 в покритті, мас. %	Коефіцієнт тертя		Лінійний знос трибопари, мкм/км	
	У парі зі ст.45	У парі зі сталлю Р18	У парі зі ст.45	У парі зі сталлю Р18
0	0,30	0,32	18,9	19,6
10	0,18	0,19	3,2	4,7
30	0,19	0,18	4,3	3,2
50	0,22	0,18	5,6	3,3

В результаті проведених трибологічних випробувань виявлено наступні закономірності:

- У парі покриття - Ст.45 найнижчий коефіцієнт тертя (0,18–0,19) зафіксований при 10–30 мас. % НПГ50 у складі; підвищення вмісту НПГ50 до 50 мас. % викликає збільшення коефіцієнту тертя до 0,22.
- У парі з Р18 коефіцієнт тертя залишався стабільним у межах 0,18–0,19 для всіх досліджених зразків покриття, і практично не залежить від вмісту НПГ50.

Оцінка лінійного зносу показала:

- Для Ст.45 найменший знос (3,2 мкм/км) спостерігався при вмісту 10 мас. % НПГ50 в покритті; збільшення кількості НПГ50 в покритті до 30 мас. % і 50 мас. % викликало підвищення показників лінійного зносу до 4,3 і 5,6 мкм/км відповідно.
- Для Р18, навпаки, найбільший знос (4,7 мкм/км) спостерігався при 10 мас. % НПГ50 і знижувався до 3,2–3,3 мкм/км при 30–50 мас. % НПГ50 у складі покриття.

Аналіз зони тертя методом Оже-спектроскопії виявив наявність плівок переносу (графіт, мідь, цинк, нікель) на поверхні сталі, що посилюється зі збільшенням вмісту НПГ50.

Різниця у зносі обумовлена не лише твердістю сталей, а й їх структурою: Ст.45 після термообробки має дрібнозернисту мартенситну структуру, тоді як Р18 містить залишковий аустеніт і карбіди вольфраму, що призводить до відмінностей у механізмах зносу – від адгезійного до абразивно-окислювального.

Подяка

Публікація містить результати досліджень, проведених за фінансової підтримки Національного фонду досліджень України, проект № 2023.04/0066.

Література

1. Wei, Jianpeng Zou, Yurong Gong, Xiaoya Li, Wenyi Zhan, Feiyang Li Friction and wear behavior of copper/graphite/Ti2SnC composites fabricated by spark plasma sintering (SPS) Wear Volumes 512–513, 15 January 2023, 204530
2. Anil Kumar Das Effect of solid lubricant addition in coating produced by laser cladding process: A review. Materials Proceeding, Volume 56, Part 3, 2022, Pages 1274-1280
3. Oleksiy Kushchev, Oleksandr Umanskyi, Oleksandr Terentiev, Victor Varchenko, Tetyana Chevichelova, Valery Brazhevskyi, Oleksandr Chernyshov, Ruslan Kostyunik Influence of additives of bronze powder Cu-10Al-4Fe on the tribological characteristics of coatings based on the Ni-C system. MSRC-2024 IXth INTERNATIONAL SAMSONOV CONFERENCE “MATERIALS SCIENCE OF REFRACTORY COMPOUNDS”. 2024. P. 75
4. Уманський О.П., Кущев О.В., Терентьев О.Є., Бражевський В.П., Чернишов О.О., Васільєв О.О., Костюнік Р.Є., Марценюк І.С. Вплив режимів напилення та особливостей виготовлення композиційних порошків системи нікель-графіт на структуру та хімічний склад плазмових покриттів. Порошкова Металлургія – № 9/10, 2024.

РОЗВИТОК ТЕХНОЛОГІЙ ГІБРИДНИХ СИЛОВИХ УСТАНОВОК АВТОМОБІЛІВ

Федосов С.А., *д-р фіз.-мат. наук, професор,*
Ящинський Л.В., *канд. фіз.-мат. наук, доцент,*
Коваль Ю.В., *канд. фіз.-мат. наук, доцент,*
Касіянюк Б., *студент ЛНТУ*
Луцький національний технічний університет

У сучасній автомобільній промисловості існують кілька перспективних напрямків розвитку, що стосуються покращення якості функціонування автомобільного транспорту. Одним з них є підвищення коефіцієнта корисної дії силових установок, збільшення паливної економічності та зниження викидів токсичних газів. Двигун внутрішнього згорання, який є основною силовою установкою автомобілів, на певних режимах роботи працює дуже неефективно та має високий рівень шкідливих викидів. У зв'язку зі зростаючим дефіцитом палив і підвищенням їх вартості, стає все більш актуальним завданням зменшення витрат останнього.

Одним із способів досягнення більш екологічно чистих та економічних силових установок для автотранспортних засобів є використання комбінованих їх типів. Це відкриває широкі можливості для зменшення споживання палива, зниження викидів шкідливих речовин та покращення загальної ефективності використання автомобілів. Комбіновані силові установки представляють собою поєднання декількох двигунів, що працюють за різними фізичними принципами. Це дозволяє досягти кращої ефективності, знизити викиди шкідливих речовин в атмосферу та оптимально використовувати паливо.

Створення ефективних гібридних автотранспортних засобів через проведення дослідно-конструкторських робіт є актуальним та перспективним завданням з великим соціально-економічним значенням. Практичне використання комбінованих силових установок дозволяє суттєво знизити вартість транспортування вантажів і пасажирів транспортним засобом, а також покращити його енергетичні та екологічні характеристики.

Гібридні транспортні засоби мають спеціальну трансмісію, яка дозволяє керувати передачею енергії між двигунами та колесами: механічну трансмісію, автоматичну трансмісію або поєднання обох типів. Основним завданням трансмісії в гібридних автомобілях є забезпечення ефективного розподілу потужності між двигунами внутрішнього згорання і електромоторами. Одним із широко використовуваних типів трансмісій для гібридних автомобілів є планетарна трансмісія (також відома як планетарна шестерня). Вона складається з набору шестерень із зубчастими колесами, які можуть обертатися навколо спільної осі. Планетарна трансмісія забезпечує можливість різних комбінацій між рухом двигуна внутрішнього згорання і електромоторів, що дозволяє досягати оптимального розподілу потужності залежно від умов їзди та вимог водія. Іншим поширеним типом трансмісії є постійно змінна трансмісія. Вона працює на основі принципу використання різних комбінацій розміщення ременів і шківів, які забезпечують безступінчасте перемикавання передач. Постійно змінна трансмісія дозволяє гібридним автомобілям плавно змінювати передачі, щоб підтримувати ефективність руху і оптимальний рівень обертового моменту. Окрім цих основних типів, існують й інші варіанти трансмісій для гібридних автомобілів, такі як механічні трансмісії з електричним варіатором або з подвійним зчепленням. Кожен з цих типів має свої унікальні особливості будови і принципи функціонування, але загальна мета залишається незмінною – забезпечити оптимальний режим роботи автомобіля з урахуванням потужності обох двигунів.

Режими роботи силової установки в гібридному автомобілі автоматично вибираються і керуються комп'ютером, який аналізує різні фактори, такі як швидкість руху, навантаження, рівень заряду батареї та ступінь прискорення. Система керування вибирає оптимальний режим роботи, забезпечуючи високу паливну ефективність і ефективне використання енергії.

Новітні технології в автомобільній промисловості постійно еволюціонують, включаючи й силові установки легкових автомобілів. Виробники електричних автомобілів працюють над покращенням ємності батарей та ефективності системи, щоб забезпечити більший діапазон ходу на одному заряді. Застосування нових матеріалів та покращена технологія батарей значно збільшують пробіг електромобілів. Розробники працюють над розширенням мережі зарядних станцій та розвитком технологій швидкого заряджання, що дозволяє автомобілям швидше заряджатись і зменшує час, необхідний для повної зарядки батареї.

Розвиток гібридних автомобілів характеризується кількома новими тенденціями. Plug-in гібридні автомобілі (PHEV) є типом гібридних автомобілів, які поєднують в собі два джерела енергії: електродвигун та двигун внутрішнього згорання. Основна перевага PHEV полягає в тому, що вони дозволяють здійснювати поїздки виключно у електричному режимі, що зменшує споживання палива та викиди шкідливих речовин у повітря. Крім того, вони мають додаткову можливість заряджатися із електромережі, що розширює їх потенціал та дозволяє економити на паливі. Зазвичай PHEV мають меншу електричну потужність порівняно з повністю електричними автомобілями, але вони компенсують це наявністю двигуна внутрішнього згорання. Оскільки PHEV мають два джерела енергії, вони можуть працювати у кількох режимах. Електричний режим, коли автомобіль працює тільки на електромоторі. Гібридний режим, коли працюють як електромотор, так і ДВЗ. Режим зарядки, коли ДВЗ використовується для заряджання батареї. Таким чином, PHEV можуть бути більш гнучкими в експлуатації, оскільки вони комбінують переваги електромобілів і гібридів з двигуном внутрішнього згорання. Необхідно відзначити, що конкретні характеристики PHEV можуть варіюватися в залежності від моделі та виробника автомобіля. Також важливо враховувати інфраструктуру зарядних станцій у певному регіоні та інші фактори, які можуть впливати на ефективність використання PHEV.

В гібридних автомобілях 48-вольтова мережа представляє собою додаткову електричну систему, яка використовується для підтримки різних функцій автомобіля. Основною причиною використання 48-вольтової мережі є потреба у більш потужних та ефективних електричних системах в гібридних автомобілях.

Завдяки 48-вольтовій мережі гібридні автомобілі можуть мати додаткові електричні системи, наприклад, мілд-гібридні системи (MHEV – Mild Hybrid Electric Vehicles). У таких системах використовується 48-вольтовий стартер-генератор, який допомагає запускати двигун, а також виконує функцію генератора, що допомагає заряджати батарею. Крім того, 48-вольтова мережа дозволяє використовувати більш ефективні електричні компоненти, такі як електричні компресори, які забезпечують більш точне та ефективне управління системою кондиціонування повітря та іншими системами, що вимагають компресорного пристрою.

За останні роки режими керування в гібридних автомобілях зазнали значних змін, що зумовили: розширення діапазону режимів руху (залежно від умов дороги, стилю водіння та вимог ефективності); покращення режиму рекуперації енергії (можливість вибирати більшу або меншу міру рекуперації залежно від умов дороги та вимог водія); здатність прогнозування маршруту (системи навігації та зв'язку для прогнозування маршруту та оптимізації режиму роботи двигуна); розширення інтеграції зі смартфонами (віддалений контроль певних аспектів автомобіля за допомогою смартфона або іншого пристрою з підключенням до Інтернету).

Загалом, гібридні автомобілі є важливим кроком до сталого розвитку транспортної галузі, оскільки вони поєднують екологічність, економічність і технологічну інноваційність. Перспективи їх розвитку в майбутньому пов'язані з подальшим вдосконаленням енергетичних систем та інфраструктури, що дозволить значно знизити вплив транспорту на навколишнє середовище.

Список посилань

1. <https://www.aria.lviv.ua/yak-pratsiuiut-hibrydni-avtomobili>.
2. https://kk-auto.com.ua/novyny/shho-take-gibridni-avtomobili-yak-voni-vlashtovani-ta-yakimi-buvayut/#google_vignette

ВПЛИВ РЯДУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ЗВАРЮВАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ НА ЯКІСТЬ СТИКОВОГО З'ЄДНАННЯ

¹Фещук М.Ю., інженер зі зварювання, аспірант, ²Мисковець С.В., канд. техн. наук, доцент, ²Фещук Ю.П., канд. техн. наук, доцент

¹ТОВ «ПАТОНІНТЕРНЕШНЛ», м. Київ

²Луцький національний технічний університет, м. Луцьк

В роботі досліджено вплив сили струму та швидкості зварювання на якість стикових з'єднань алюмінієвого сплаву АМг5, завареного присадним дротом ER5356 у середовищі аргону. Проведено макро- та мікроструктурний аналіз, здійснено випробування на розтяг та встановлено кореляцію між технологічними параметрами процесу TIG зварювання й механічними властивостями стикового з'єднання. Результати досліджень підтверджують, що оптимізація режимів зварювання дозволяє суттєво підвищити якість і міцність зварного шва.

Алюмінієві сплави широко застосовуються в авіаційній, автомобільній та інших галузях завдяки їхній малій густині, корозійній стійкості та задовільним механічним властивостям. Однак зварювання алюмінієвих сплавів має низку технологічних проблем, пов'язаних з утворенням пор, гарячих тріщин, неоднорідною структурою шва. Особливо важливим є вибір оптимальних параметрів зварювання – сили струму та швидкості, які визначають структуру та міцність стикового з'єднання.

Метою роботи було встановити вплив сили зварювального струму та швидкості процесу зварювання на макро- та мікроструктуру та механічні властивості стикового з'єднання алюмінієвого сплаву АМг5 при аргонодуговому зварюванні присадним дротом ER5356. Об'єкт дослідження – стикове зварне з'єднання алюмінієвих заготовок зі сплаву АМг5. Предмет дослідження – вплив технологічних параметрів зварювання (сили струму та швидкості зварювання) на макро-, мікроструктуру, та механічні властивості стикових з'єднань.

Для досліджень використано пластини з алюмінієвого сплаву АМг5, товщиною 2,5 мм, присадний дріт ER5356 діаметром 2 мм. Зварювання відбувалось в середовищі інертного газу аргону (99,99 %).

Зварювання проводили за швидкостей зварювання від 4 до 8 мм/с з кроком 1 мм/с за сили струму 65 А та 75 А.

Результати досліджень наведено в таблиці 1.

Швидкість процесу зварювання, мм/с	Міцність на розрив, МПа при силі струму 65 А	Міцність на розрив, МПа при силі струму 75 А
4 мм/с	215	195
5 мм/с	225	210
6 мм/с	230	215
7 мм/с	235 (max)	220
8 мм/с	225	215

При силі зварювального струму 65 А і швидкості процесу зварювання 7 мм/с спостерігається максимальна міцність. В цьому випадку спостерігається оптимальний баланс між тепловим впливом, швидкістю кристалізації шва та мінімальними дефектами структури зварного шва. При силі зварювального струму 75 А зростає ризик перегріву зони плавлення, що призводить до утворення пор, збільшенню розміру зерен і зниження міцності з'єднання. Занадто низькі швидкості процесу зварювання (4–5 мм/с) спричиняють надмірне теплове навантаження, що теж негативно впливає на міцність через перегрів. Надмірно високі швидкості (8 мм/с) можуть призвести до неповного проплавлення та появи холодних з'єднань, особливо при струмі 75 А.

Зображення зварних швів для макроаналізу наведено на рисунку 1.

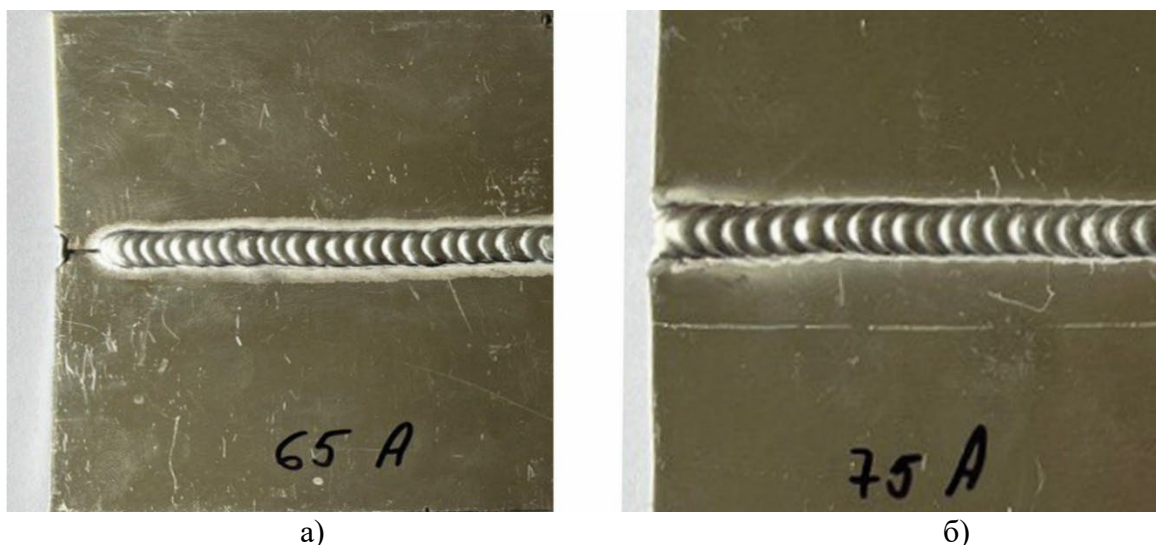


Рисунок 1 – Зварні шви алюмінієвого сплаву АМг5 при швидкості зварювання 7 мм/с і струму зварювання 65 А (а) і 75 А (б)

Максимальна міцність на розрив спостерігалась при комбінації: струм 65 А, швидкість 7 мм/с – 235 МПа.

Мікроструктура шва при 75 А і швидкості 5 мм/с містила більшу кількість пор і тріщин, що вплинуло на зниження міцності.

Макрофотографії показують збільшення ширини шва та зони термічного впливу зі зростанням струму.

Лінійна залежність між коефіцієнтом орієнтації та ступенем усадки підтверджується для всіх умов зварювання.

Висновки.

Оптимальні параметри зварювання (65 А, 7 мм/с) забезпечують найкращі механічні властивості стикового з'єднання. Збільшення сили струму погіршує структуру та знижує міцність через перегрів. Макро- та мікроструктурний аналіз дозволяє виявляти зони ризику утворення дефектів. Результати досліджень можуть бути використані для вдосконалення режимів зварювання алюмінієвих сплавів у промисловості.

Список використаної літератури

1. ДСТУ ISO 6892-1:2016 Метали. Випробування на розтяг.
2. ДСТУ ISO 9015-1:2019 Металеві матеріали. Визначення твердості зварних швів.
3. Хижняк, С. Дослідження дефектів у зварних швах алюмінієвих сплавів. – Вісник НТУУ «КПІ», 2020.
4. ASTM E3-11 Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens.
5. ASTM E8/E8M-13a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
6. Gubernat, A. Weldability analysis of aluminum using ER5356 filler. – Archives of Materials Science and Engineering, 2019.
7. Kim, C. Microstructure evolution during TIG welding of AA5052. – Welding Journal, 2020.
8. Lee, J. Mechanical properties of aluminum welds under variable conditions. – Metallurgical and Materials Transactions A, 2020.
9. Liu, Z. TIG welding of aluminum alloy: Process optimization and mechanical analysis. – Journal of Manufacturing Processes, 2021.
10. Singh, R. Optimization of TIG welding parameters for aluminum. – Procedia Engineering, 2017.
11. Zhang, Y. Study on weld pool dynamics of aluminum alloys. – Journal of Materials Research, 2018.

ІНТЕЛЕКТУАЛЬНА СИСТЕМА АДАПТИВНОГО ЗГОРТАННЯ КОРОБОК: ПРАКТИЧНЕ ВПРОВАДЖЕННЯ КОНЦЕПЦІЇ РОЗУМНОГО ВИРОБНИЦТВА

Фурманова Н.І., к.т.н., доц., декан факультету інформаційної безпеки та електронних комунікацій, **Малий О.Ю.**, к.т.н., доц., завідувач кафедри інформаційних технологій електронних засобів, **Поспєєва І.Є.**, старший викладач кафедри інформаційних технологій електронних засобів
Національний університет «Запорізька політехніка»

Ідеологія "Індустрії 4.0" передбачає кардинальну трансформацію виробничих систем у напрямку цифровізації, автономного прийняття рішень, гнучкості виробничих потужностей і широкої інтеграції інформаційно-комунікаційних технологій [2]. Одним із важливих напрямів є інтелектуалізація процесів пакування, особливо на підприємствах, де обробляються серійні або змінні замовлення, як-от у сфері поліграфії та виготовлення тари.

Картонні коробки є одним із найпоширеніших варіантів упаковки в харчовій, фармацевтичній, побутовій та електронній промисловості. Виробництво таких коробок включає кілька етапів, але саме процес згортання й склеювання потребує точного, координованого керування і часто є «вузьким місцем» у виробничому циклі. Ручне переналаштування машин займає значний час, а навіть незначна зміна параметрів коробки може спричинити зупинку лінії. Саме тому актуальною є задача розроблення інтелектуальної системи, яка дозволяє швидко адаптувати обладнання до змін, мінімізуючи втрати часу та ресурсів.

Типова фальцювально-склеювальна лінія включає:

- самонаклад для подачі заготовок;
- секцію попереднього фальцювання;
- секцію нанесення клею;
- секцію фінального формування коробки;
- модуль пресування та приймальний стіл.

Наявні моделі зазвичай не передбачають можливості гнучкої зміни параметрів або автоматичного налаштування під нові типорозміри. Втрата одного з виконавчих елементів (наприклад, гачка загину) веде до необхідності повного переналаштування.

Запропонована система вирішує ці обмеження шляхом реалізації інтелектуального керування на основі математичної моделі, параметричного налаштування і цифрового контролю в реальному часі [2].

До складу розробленої системи входять:

- програмований логічний контролер (ПЛК) Delta AS228, який керує всіма виконавчими пристроями;
- сервопідсилювачі Mitsubishi MR-J2S, що забезпечують точне позиціонування гачків загину;
- енкодер лінії LPD3806-600BM для фіксації лінійного переміщення;
- ІЧ-датчики завади, які визначають момент входження картонної заготовки в зону загину;
- панель оператора Delta DOP-107BV, через яку здійснюється введення параметрів і моніторинг роботи системи.

Керуюча програма ПЛК реалізує логіку вмикання/вимикання гачків, обчислює затримки й послідовність дій. Сповіщення про помилки (наприклад, відсутність відповіді серводвигуна) надходять на панель оператора для миттєвого реагування.

Всі компоненти об'єднані в структуру (рис. 1), яка дозволяє змінювати конфігурацію обладнання без зміни загальної комутації. Це дає можливість замінювати виконавчі пристрої (гаки, енкодери, датчики) без повної переробки системи.

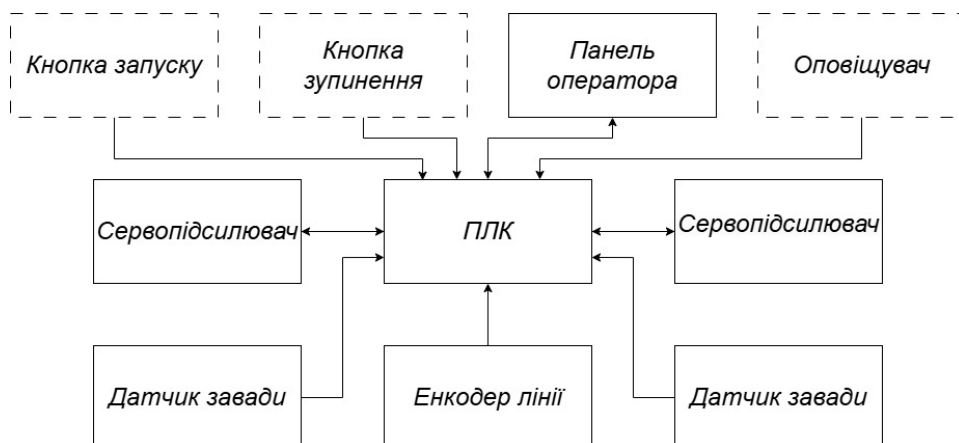


Рисунок 1 – Структурна схема системи управління гачками згинання

Ядром системи є математична модель, що враховує:

- геометричні розміри гачків і коробок;
- швидкість переміщення лінії (у мм/с, м/хв, імп/с);
- кількість імпульсів, необхідних для повороту на певний кут;
- затримки, необхідні для синхронного спрацювання гачків.

Обчислювані параметри включають:

- момент запуску загину (в імпульсах або мілісекундах);
- кут і час повороту;
- кількість імпульсів на загин і ховання;
- корекційні імпульси при багаторазовому обертанні.

Для розрахунку використано власне програмне забезпечення, створене в Delphi. Воно дозволяє не лише задавати параметри та обчислювати результати, а й проводити анімацію проходження коробки по лінії та візуалізувати процес загину. Програма має покроковий та реальний режим роботи, що дозволяє оператору налаштовувати лінію ще до початку реального виробництва.

Програмна логіка ПЛК написана мовою LD у середовищі ISPSOft. Програма складається з модулів:

- SystemOnOff – базове керування живленням;
- Area1Hook / Area2Hook – керування гачками на відповідних ділянках;
- EngineTest – режим тестування;
- ZeroPosition – повернення у початкову позицію.

Панель оператора реалізована у DOPSoft і включає:

- головне меню з навігацією;
- вікна налаштування розмірів гачків;
- інженерне меню з доступом до діагностики.

Користувач може ввести параметри коробки (довжина, ширина згину, кут повороту) і одразу отримати відповідну реакцію системи. Результати зберігаються у пам'яті пристрою, що дозволяє створювати бібліотеку типових налаштувань.

Проект був реалізований на одній із типографій Запоріжжя, що спеціалізується на виробництві пакувальної тари. В результаті:

- швидкість лінії зросла з 30 до 80 м/хв;
- час переналаштування скоротився з 1–2 годин до 5–10 хв;
- заповнюваність стрічки зросла на 30% завдяки точнішому керуванню розміщенням заготовок;

- можливість часткової заміни компонентів без зупинки всієї системи;
- звітність щодо кількості виготовлених одиниць – реалізована функція обліку на панелі НМІ.

Система була перевірена в реальних умовах на змінному типорозмірі продукції та витримала інтенсивний режим із частими змінами параметрів.

Розроблена система реалізує ключові принципи Індустрії 4.0 [3]:

- гнучкість – налаштування під нові параметри без зміни апаратного забезпечення;
- цифрове дублювання – моделювання процесу перед запуском;
- інтеграція – повна сумісність усіх компонентів через ПЛК та НМІ;
- аналіз даних – збирання статистики продуктивності, кількості відмов, часу простою;
- модульність – можливість масштабування та адаптації до інших типів виробництва.

Інтелектуалізація систем керування, зокрема, пакувальними лініями, є вагомим кроком до втілення концепції «Індустрії 4.0» у практику українських підприємств. Створена система демонструє можливість модернізації без потреби у повній заміні обладнання. Гнучке налаштування, цифрове управління та здатність до інтеграції – основа сучасного розумного виробництва.

У подальшому передбачається інтеграція цієї системи з ERP/MES-рішеннями для повного контролю над виробничим процесом та забезпечення наскрізної цифрової трансформації підприємства.

Література

1. Trunzer, E., Calà, A., Leitão, P., Gepp, M., Kinghorst, J., Lüder, A., Schauerte, H., Reifferscheid, M., & Vogel-Heuser, B. (2019). *System architectures for Industrie 4.0 applications. Production Engineering*, 13(3-4), 247–257.
2. Malyi, O., Furmanova, N., Onyshchenko, V., Pospeieva, I. and Kostianoi, P. (2024) “Analysis of experience in optimizing the operation of an automated production line for folding cardboard boxes”, *Technology audit and production reserves*, 1(2(75)), pp. 37–45. doi: 10.15587/2706-5448.2024.297399.
3. Park, S., Maliphol, S., Woo, J., & Fan, L. (2024). Digital Twins in Industry 4.0. *Electronics*, 13(12), 2258.

ДЕЯКІ ВИСНОВКИ АНАЛІЗУ ЗАЛЕЖНОСТІ ВПЛИВУ ЗЕРНИСТОСТІ АБРАЗИВУ НА РЕЗУЛЬТАТ ГАЛУТУВАННЯ

Шимчук С. П., к.т.н., доц., Пацамай Б.В.

Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, Україна

Під час дослідження основних технологічних параметрів галтування (продуктивності процесу і якості обробленої поверхні) необхідно розв'язати задачу теоретичного моделювання процесу одиничної взаємодії абразивних частинок з поверхнею оброблюваної деталі. Розроблення теоретичних залежностей, що описують форму і розміри слідів обробки, дасть змогу надалі перейти до теоретико-імовірнісного опису розподілу слідів на поверхні деталі, що, своєю чергою, дає змогу розробити модель формування профілю шорсткості та видалення металу з поверхні деталі.

На підставі аналізу публікацій пропонується така методика визначення знімання металу з поверхні деталі за одиничної взаємодії. Нехай абразивна частинка, що має характерний розмір R (радіус описаної окружності), рухається зі швидкістю $V_{\text{ч}}$ під кутом β до поверхні деталі, вдаряється об неї із силою, достатньою для зняття стружки (тут розглядаються лише ті випадки взаємодії, що приводять до мікрорізання), рис. 1, тоді

$$dV = \frac{V_D}{L} dx, \quad (1)$$

де L – середній діаметр плями контакту під час удару; dV – об'єм металу, видаленого на шляху ковзання dx ; V_D – деформований об'єм під час взаємодії сферичної частинки з деформованим простором.

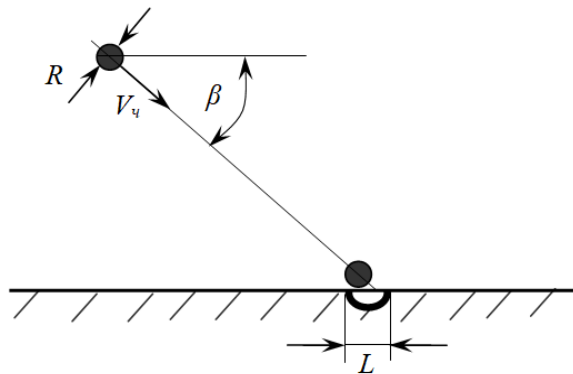


Рисунок 1 – Схема взаємодії частинки робочого середовища з деталлю

Скористаємося співвідношенням, відомим із теорії ковзання жорсткої сфери по пластично деформованому півпростору:

$$L = 2\sqrt{Rh}, \quad (2)$$

$$V = \pi Rh^2, \quad (3)$$

Тоді

$$dV = \frac{\pi Rh^2}{2\sqrt{Rh}}, \quad dV = \frac{\pi}{2} \sqrt{R} \cdot h^{3/2} dx. \quad (4)$$

Проінтегрувавши (4) по шляху ковзання частинки, отримаємо

$$V = \frac{\pi}{2} \sqrt{R} \cdot \int_0^x h^{3/2} dx. \quad (5)$$

Аналізуючи залежність впливу зернистості абразиву на результат галтування можна зробити наступні висновки:

1. Існує залежність між розміром зерна та інтенсивністю знімання матеріалу. Зі збільшенням діаметра абразивного зерна спостерігається зростання інтенсивності знімання матеріалу. Це пояснюється тим, що крупніші зерна мають вищу жорсткість та здатні ефективніше врзатися в оброблювану поверхню, видаляючи більше матеріалу за один контакт.

2. Має місце ступенева залежність ($Q = k \cdot d^n$). Процес не є лінійним – зростання інтенсивності не прямо пропорційне діаметру. Значення показника степеня n у формулі залежить від типу оброблюваного матеріалу, абразиву та умов процесу. Це підкреслює необхідність емпіричного або експериментального підходу до вибору оптимальної зернистості.

3. Необхідно знаходити компроміс між продуктивністю і якістю поверхні. Використання великих зерен дозволяє швидко знімати матеріал, але водночас залишає грубі сліди, зменшуючи якість поверхні. Дрібнозернисті абразиви забезпечують кращу чистоту, однак з меншим обсягом зняття, тому доцільне поетапне використання абразивів – від грубих до дрібних.

4. Раціональний вибір зернистості для конкретних завдань.

Для чорнової обробки рекомендується використовувати зернистість F24...F80; для напівчистої – F120–F180; для чистої й полірування – F240 і вище.

Це дозволяє досягти балансу між швидкістю процесу та якісними характеристиками поверхні.

5. Економічна ефективність. Завдяки оптимальному підбору зернистості зменшується час обробки, знижується зношення інструменту та зменшуються витрати на допоміжні операції, як-от шліфування чи полірування.

6. Врахування характеристик робочого середовища. Інтенсивність знімання також залежить від в'язкості середовища, типу використовуваного обладнання, тривалості обробки, наявності активних домішок, що можуть змінювати ефективність взаємодії зерен із поверхнею.

УЗАГАЛЬНЕНА МОДЕЛЬ ПРУЖНОСТІ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ, ЧУТЛИВА ДО ДЕКОГЕЗІЇ

М. Б. Штерн, О. В. Михайлов, А. О. Михайлов, Г. М. Васильєва

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

Анотація

Дослідження націлене на створення мікроскопічної моделі для прогнозування нелінійної поведінки металокерамічного матричного композиту. Вважається, що така поведінка зумовлена взаємодією матриця-вкраплення та пов'язана з декогезією. Її наслідком є зародження пор, серед яких вельми чутливими є лункоподібні дефекти. Саме вони можуть давати старт виникненню і розповсюдженню тріщин. Окрім того, наведений тип дефектів може спонукати і вельми відчутні наслідки на макрорівні. Зокрема, за їх наявності композит може втрачати симетрію властивостей відносно зміни знаку навантаження. У пружному випадку матеріал набуває різномодульність.

Ключові слова: композит, матриця, вкраплення, декогезія, дефекти, пружність

Однією з проблем, нагальність якої є вельми відчутною вже зараз, це чутливість властивостей композиту на мікрорівні від схеми навантаження, тобто від подій на макро рівні. Безпосередньо з цим пов'язана проблема про вплив шляху навантаження (деформування) на явище декогезії та зародження пустот на міжфазній межі [1, 2]. Спорідненою до наведеної є чутливість ефективних властивостей композиту до шляху навантаження, зокрема різниця між відгуками композиту на розтяг і стиснення. Саме дві наведені проблеми і складають основний зміст представленої роботи.

Вивченню зародження дефектів на межі матриця – вкраплення у композитах (далі наведене явище пов'язується із терміном “декогезія”), та їх вплив на макроскопічну поведінку таких матеріалів складає зміст даного дослідження.

Перша частина роботи пов'язана із формулюванням критерію декогезії на макрорівні. З цією метою проводиться аналіз на комірці, який дозволяє для випадків всебічного стиснення та розтягу отримати аналітичний розв'язок у вигляді нескладних оцінок напружень відриву матриць від вкраплень.

Далі, з метою поширення результатів на весь діапазон траєкторій навантаження, використовується скінчено - елементний аналіз для елементарної комірки. Отримані результати осереднюються у об'ємі комірки. У свою чергу, на їх основі отримуються контури навантажень, що являють собою лінії, вздовж яких додаткова питома енергія пружного навантаження є незмінною.

Таким чином встановлюється вираз для додаткової питомої енергії композита, який далі розглядається, як пружний потенціал, спряжений до питомої енергії деформування. Наведений шлях дозволяє сформулювати критерій граничного стану вже у термінах макроскопічних змінних і розповсюдити отримані результати як на пластичну поведінку, так і на крихке руйнування.

На початку дослідження вивчається поведінка системи матриця – вкраплення у припущенні, що має місце тривимірний рівномірний розтяг. Задля наочності аналізу результатів їх доречно представити в більш зручній аналітичній формі, обмежуючи наш розгляд поведінкою елементарної комірки, що містить тверду сферичну частинку в пружній матриці.

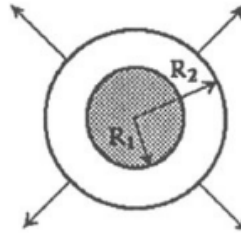


Рисунок 1.

Елементарна комірка в умовах всебічного розтягу.

Основна ідея, яка використовується для формулювання критеріїв декогезії, базується на порівнянні енергії деформування Φ за наявності ідеально зчеплених матриці та вкраплення та за її відсутністю. Покладаючи різницю між ними такою, що дорівнює енергії взаємодії вкраплення - матриця можна сформулювати критерії декогезії [1, 3]

$$\Phi \left(\text{cell with inclusion} \right) - \Phi \left(\text{cell without inclusion} \right) \geq 4\pi R_1^2 \sum_i \gamma_i$$

Рис.2

Енергетичний баланс, спричинений відривом вкраплення від матриці

де R_1 – радіус вкраплення $\sum \gamma_i$ сумарна енергія адгезійного зв'язку .

Подальший аналіз рівняння, наведеного на рисунку 2 разом із відомими формулами теорії пружності, дозволяють врешті решт отримати критичне значення напруження розтягу, за досягнення якого має місце відрив вкраплення від матриці

$$p_{cr} = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\sqrt{(1+\nu_0)(1-2\nu_0)}}{1-\nu_0} \sqrt{\frac{K_0}{1-c}} \frac{\sqrt{\sum \gamma_i}}{\sqrt{R_1}} \quad (1)$$

де ν_0 - коефіцієнт Пуассона матриці, K_0 - її об'ємний модуль, c – вміст вкраплень, які у момент відриву перетворюються на пори. Отриманий результат дає змогу визначити залежність між напруженням всебічного розтягу і об'ємною деформацією, представивши її у вигляді

$$p = \begin{cases} K_2 \varepsilon & \varepsilon > \frac{p_{cr}}{K_1} \\ K_1 \varepsilon & \varepsilon < \frac{p_{cr}}{K_1} \end{cases} \quad (2)$$

де K_1 – ефективний об'ємний модуль композиційного матеріалу, що містить тверде вкраплення, а K_2 - ефективний об'ємний модуль пористого матеріалу. Графік отриманої залежності має вигляд

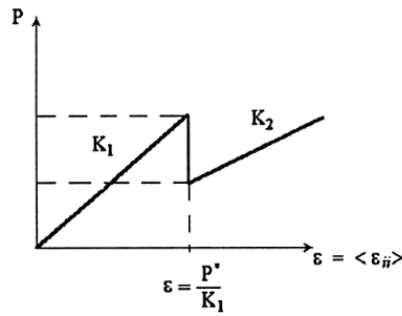


Рис. 3

Залежність між середнім тиском та об'ємною деформацією в умовах всебічного розтягу, що віддзеркалює відрив матриці від вкраплення.

$$K_1 = K_0 \left(1 + 3 \frac{1 - \nu_0}{1 + \nu_0} c \right) \quad (3)$$

$$K_2 = K_0 \left(1 - \frac{3}{2} \left(\frac{1 - \nu_0}{1 - 2\nu_0} \right) \theta \right) \quad (4)$$

де c – вміст вкраплень, θ – вміст пор, які утворились внаслідок декогезії.

Формулювання критерію відриву матриці від вкраплення для будь якої траєкторії навантаження розглядали для макроскопічно ізотропних матеріалів. Елементарну комірку, наведену на рисунку 1 навантажували за різних співвідношень між середнім макроскопічним тиском (p) та інтенсивністю макроскопічних дотичних напружень (τ). Наведені компоненти напруженого стану визначали методом скінчених елементів із подальшим осередненням по об'єму комірки, що давало можливість визначати ізолінії додаткової енергії навантаження. Також варіювалось відношення кількості пор, що утворились внаслідок декогезії до початкового вмісту вкраплень, що характеризувало міцність зв'язку матриці і вкраплення m . Об'єктом аналізу було розташування контуру навантаження у площині, де осями координат є всебічний тиск та інтенсивність дотичних напружень. Сам контур навантаження являє собою лінії рівних значень додаткової питомої енергії U , які описуються рівняннями

$$U = \frac{(p - p_0)^2}{2K_0} + \frac{\tau^2}{4G_0} \quad (5)$$

$$p_0 = -\frac{m}{1+m} \sqrt{2} \sqrt{K_0} \sqrt{U} \quad (6)$$

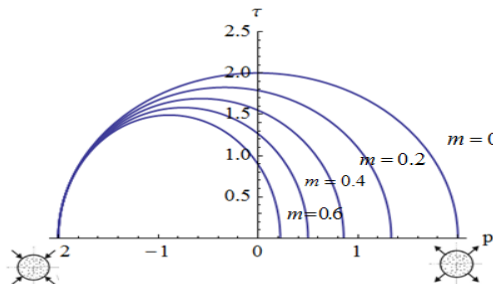


Рис. 4

Контури рівних значень додаткової питомої енергії навантаження за різних значень параметру m

Отримані результати можуть бути перенесені на напружений стан, що відповідає пружно – пластичному переходу. Для цього можна скористуватися енергетичною теорією граничного стану, маючи на увазі, що після досягнення енергією певного значення матеріал в тій частині, яку ми розглядаємо, переходить у стан пластичності. Тоді кожному контуру на рисунку 4 відповідатиме своя поверхня текучості, а їх сукупність являє собою варіант теорії пластичності, відомий як Cam – Clay. Це дозволяє рекомендувати використання даної моделі для аналізу пластичної поведінки композитів, яким притаманний розглянутий у цьому дослідженні механізм декогезії.

1. Eshelby, J.D. (1957). The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion and Related Problems, Proceedings of the Royal Society of London, A 241: 376396.
2. Christensen, R.M. (1990). A Critical Evaluation for a Class of Micromechanics Models, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 38: 379404.
3. Kachanov M (1995) On the concept of approximate elastic symmetry and applications to materials with defects. Int J Fract 74:R33–R38

GENERALIZED MODEL OF ELASTICITY OF COMPOSITE MATERIAL SENSITIVE TO DECOHESION

Abstract

The study aims to create a microscopic model for predicting the nonlinear behavior of a metal-ceramic matrix composite. It is supposed that such behavior is stipulated by the matrix-inclusion interaction and is associated with decohesion. Its consequence is the formation of pores, among which pit-like defects are very sensitive. They can initiate the occurrence and propagation of cracks. In addition, this type of defect can also cause very noticeable consequences at the macro level. In particular, due to their presence, the composite can lose its symmetry of properties with respect to the change in the sign of the load. In the elastic case, the material acquires multimodulus.

Key words: composite, matrix, inclusions, decohesion, defects, elasticity.

Information about the authors:

Shtern, Mykhaylo, Corresponding Member of National Academy of Sciences of Ukraine, Head of Department of Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, e-mail: mbsh07@ukr.net

Mikhailov, Oleg, Doctor of Technical Science, Leading Researcher of Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, e-mail: olmi.2021@gmail.com;

Mikhailov, Anatoliy, Ph.D., Researcher in Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, e-mail: topic884@gmail.com

Vasileva, Halyna, Researcher in Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, e-mail: vasgm2@ukr.net;;

СУЧАСНІ ІННОВАЦІЙНІ МЕТОДИ СТАЛОГО ВИРОБНИЦТВА БЕТОНІВ НОВОГО ПОКОЛІННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ ТЕРМОСИЛОВОЇ ТЕХНОЛОГІЇ

Яківчук Сергій Володимирович, аспірант (1)

(1) Аспірант Вінницького національного аграрного університету (вул. Сонячна, 3, м. Вінниця, 21008, Україна, e-mail: SergiiYakivchuk7@gmail.com)

Ключові слова: бетон, міцність, водонепроникність, термосилова технологія, енергоефективність, енергозбереження, економічна доцільність, коефіцієнт теплопередачі, технологія, щільність, альтернативні джерела енергії.

Анотація. У тезах проаналізовано швидкість приросту міцності бетону в період теплової обробки, інноваційні методи, а також вплив теплообміну на якість кінцевого продукту. Особливу увагу приділено опису фізичних процесів, що відбуваються під час прогріву. Встановлено, що кінетика зростання міцності бетону в процесі теплової обробки проходить три основні стадії. Окремо розглянуто моделі термообробки бетону з використанням сонячної енергії як альтернативного джерела, що дозволяє підвищити енергоефективність виробничого процесу.

Вступ

Теплова обробка бетону позитивно впливає на його основні властивості – міцність, морозостійкість, водонепроникність і довговічність. Тому при впровадженні нових технологій у будівництві важливо приділяти увагу оптимізації енергоспоживання та скороченню виробничого циклу. З огляду на високі обсяги споживання електроенергії на підприємствах, постає необхідність у пошуку ефективніших шляхів її використання. Сучасні тенденції спрямовані на створення технологій, що базуються на альтернативних джерелах енергії. Неефективне використання електроенергії загрожує уповільненням впровадження енергозберігаючих рішень у країні. Енергетичний сектор України потребує особливої уваги з боку держави – як у стимулюванні переходу на відновлювані джерела енергії, так і в розробці нових інноваційних рішень [1].

Інноваційні методи сталого виробництва бетонів

Найпоширеніші інноваційні методи - це теплові методи, що застосовуються у виробництві збірного залізобетону, потребують детального розгляду, оскільки досягнення заданих властивостей бетону часто залежить від правильного вибору режимів прогріву та низки супутніх чинників [2]. Як відомо, підвищення температури прискорює хімічні реакції. Зокрема, збільшення температури в бетоні активізує взаємодію цементу з водою, що значно пришвидшує процес його твердіння.

Міцність бетону, яку можна отримати внаслідок теплової обробки, залежить від типу використаного цементу.

Оскільки інтенсивність приросту міцності бетону під час теплової обробки досягає максимуму в перші години, а далі різко знижується, недоцільно продовжувати обробку до досягнення граничної міцності. Зазвичай теплову обробку припиняють, коли бетон набирає 70–80% своєї максимальної міцності. Такий підхід забезпечує достатню швидкість подальшого тверднення після обробки й дозволяє досягти проектної середньої міцності за 28 днів. Передбачається, що прогрів розпочинається приблизно через 2 години після формування виробу, а температура підвищується поступово – до 80 °С протягом 3 годин [3].

У процесі теплової обробки бетону встановлено наявність трьох характерних періодів кінетики зростання його міцності, кожен з яких має свої особливості, що є надзвичайно важливими для раціонального проектування термообробних режимів, особливо при використанні альтернативних джерел енергії, таких як сонячна енергія.

Перший період триває близько 2–3 годин від початку теплової обробки. На цьому етапі, при поступовому підвищенні температури, приріст міцності є незначним. Це відповідає так званому індукційному періоду гідратації цементу, коли хімічні реакції між водою й цементом уповільнені, а структура бетону ще не зазнає суттєвих змін.

Другий період, який охоплює проміжок 4–7 годин ізотермічного витримування, супроводжується активною фазою твердіння бетону. У цей час спостерігається інтенсивне зростання міцності – до 50–70 % від її максимально можливого значення. Це зумовлено посиленням гідратаційних процесів, формуванням щільнішої структури цементного каменю та активним зростанням контактів між зернами заповнювача.

Третій період розпочинається із збільшенням тривалості ізотермічного прогріву до 6–10 годин. На цьому етапі приріст міцності значно сповільнюється, а характер її зміни набуває нестабільного вигляду: спостерігається чергування фаз незначного приросту та тимчасового уповільнення або стабілізації. Така поведінка обумовлена вичерпанням легкодоступних реактивних компонентів і зниженням швидкості хімічних реакцій.

Розуміння кінетичних закономірностей твердіння бетону в умовах термообробки має особливе значення при розробці комбінованих систем з використанням сонячної енергії. У таких системах поєднуються різні джерела тепла – сонячна енергія, теплоакumuлюючі матеріали, можливо, електронагрівальні елементи – з метою досягнення максимальної ефективності та стабільності температурного режиму.

Переваги комбінованого методу полягають у здатності підтримувати оптимальні режими прогріву при зниженому енергоспоживанні. Застосування теплоакumuлюючих матеріалів, які зберігають тепло, накопичене протягом світлового дня, дозволяє зменшити навантаження на електромережу та знизити витрати на паливно-енергетичні ресурси. При цьому важливо, щоб вартість акумулювання енергії залишалася конкурентоспроможною порівняно з традиційними джерелами тепла, що позитивно впливає на собівартість бетонної продукції й загальну економічну ефективність виробництва.

Отже, основними напрямками інноваційних методів виробництва бетонів нового покоління є використання сонячної енергії:

- проведення прикладних і експериментальних досліджень щодо впливу сонячного тепла на процеси твердіння бетону;
- проектування й удосконалення технічно та економічно ефективних установок для акумулювання та подачі тепла;
- розробка геліотехнічних систем для безперервного або поетапного прогріву бетонних виробів;
- створення нових технологічних рішень із витримування бетону з використанням відновлюваної енергії;
- впровадження інноваційних підходів у практику будівництва з урахуванням енергоефективності та скорочення шкідливих викидів.

Висновок

Під час прогріву бетону відбувається низка фізичних процесів, які потребують подальшого глибокого дослідження. Досягнення необхідних експлуатаційних характеристик бетону можливе лише за умови ретельного ущільнення бетонної суміші. Нагрів активізує хімічні реакції між водою і цементом, що суттєво прискорює процес твердіння матеріалу.

У зв'язку з високими енерговитратами на традиційне нагрівання, особливо актуальним стає пошук альтернативних джерел тепла. Одним із перспективних напрямів є використання сонячної енергії для прогріву бетонних виробів. Запропоновано новий технологічний підхід, згідно з яким прогрів здійснюється завдяки енергії сонця. За умови правильного підбору та розміщення обладнання, можна досягти зменшення річного споживання енергії для підігріву води на 50–60 %, а споживання електроенергії з мережі – на 50–70 %. У період з квітня по вересень система здатна покривати до 95 % теплових та енергетичних потреб виробництва. Моделювання теплових і масообмінних процесів під час твердіння бетону базується на комплексній дії технологічних операцій ущільнення й нагрівання, що забезпечують формування структури матеріалу. При цьому ключову роль відіграє кероване пластичне деформування кристалічного каркасу цементного каменю, яке визначає кінцеві властивості бетону.

У процесі теплової обробки чітко виокремлюються три основні стадії кінетики приросту міцності бетону, що є основою для подальшого вдосконалення енергоефективних режимів його виробництва.

Список використаних джерел

- [1] Дудар І.Н., Гарнага В.Л., Яківчук С.В., Друкований М. Ф. Використання сонячної енергії для термосилової обробки бетону методом термосу // Науково-технічний збірник «Сучасні технології, матеріали і конструкції в будівництві», ВНТУ, С 27-30.
- [2] Collepardi M. The new concrete. Italy, 2006.-421 s.
- [3] A. Omran, Z. He, and G. Long, "Heat damage of steam curing on the surface layer of concrete," Mag. Concr. Res., vol. 64, no. 11, pp. 995–1004, Nov. 2012.

ЗАСТОСУВАННЯ АУСТЕМПЕРОВАНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ (ADI) З ТРІП-ЕФЕКТОМ

Янченко О. Б., к.т.н., доц., Вінницький національний технічний університет

Дорошенко В. С., д.т.н., с.н.с.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Ізотермічно загартований (аустемперований) високоміцний чавун (Austempered Ductile Cast Iron, ADI) вперше був комерційно застосований у 1972 р., а сьогодні світове виробництво ADI наближається до мільйона тон на рік [1]. Значний рівень зміцнення виливків з чавуну ADI досягається термообробкою вилівка методом ізотермічного гартування за рахунок утворення у металі бейнітної структури, у тому числі з залишковим пересиченням вуглецем аустенітом, який під час експлуатації призводить до утворення мартенситу деформації в металовиробі. Утворення мартенситу, індуковане деформацією, називають тріп-ефектом. Він призводить до одночасного збільшення твердості та відносного видовження під пластичним напруженням у виробництві або використанні продукції. Таке підвищення механічних характеристик металу фахівцями інституту ФТІМС НАН України запропоновано використовувати для виготовлення литих броньових перешкод та інших спеціальних конструкцій (патенти України 139559, 139560, опубл. 2020).

На способи термообробки залізвуглецевих виливків, передусім з високоміцного чавуну (ВЧ), у ФТІМС НАН України у 2018 – 2020 рр. отримано ряд патентів України (131581, 131907, 131968, 133701, 137850, 139559, 140588). Новизна способів, розроблених за цими патентами, полягала у тому, що виливки в гарячому аустенітному стані після заливання форми розплавленим ВЧ, кристалізації та охолодження до температури близько 900 °С видаляють з ливарної піщаної форми та зразу гарячий виливок піддають гартуванню швидким охолодженням до температури не нижчої за температуру мартенситного перетворення, а потім виконують ізотермічну витримку вилівка в інтервалі температур бейнітного перетворення. При цьому для використання тріп-ефекту в аустемперованих чавунах створюють умови отримання в їх структурі залишкового аустеніту у кількості не менше $30 \pm 5\%$. Механізм тріп-ефекту, при якому під час механічного навантаження (розтягу або стиску) відбувається перетворення залишкового аустеніту у мартенсит, що призводить до додаткової пластичної деформації та підвищення міцності, полягає в наступному.

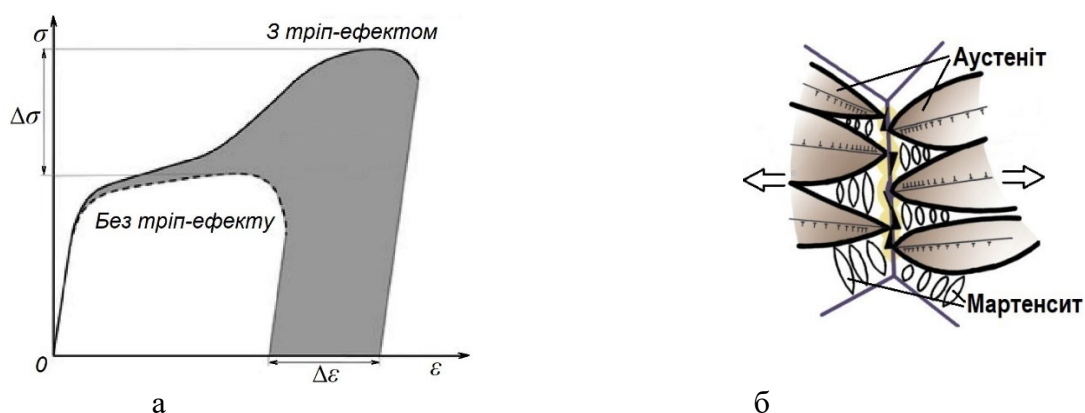


Рисунок 1 – Схема тріп-ефекту (TRIP – transformation induced plasticity) з утворенням мартенситу деформації: а – при розтягуванні зразка; б – при зародженні та подальшому злитті мікротріщин на межі зерен аустеніту з виходом кристалів мартенситу (світлі ділянки).

Залишковий аустеніт у структурі аустемперованого чавуну (після ізотермічної витримки у бейнітному діапазоні) є метастабільною фазою. Під час деформації аустеніт

перетворюється у мартенсит (деформаційно-індукований мартенсит). Це перетворення супроводжується додатковим видовженням $\Delta\epsilon$, а також підвищенням міцності $\Delta\sigma$ за рахунок зміцнення мартенситом (рис. 1) [2, 3].

На графіку «напруга σ – деформація ϵ » (рис.1, а) під час розтягування зразка на початку відбувається пружна деформація (лінійна ділянка), для найбільш поширених марок аустемперованого ВЧ – це в інтервалі напруги у межах 0...500 МПа; після межі плинності – пластична деформація при 500...655 МПа (650 – на графіку можливе плато). А після 700 МПа – ріст зміцнення за рахунок тріп-ефекту. Як тільки під час деформації досягається пластичний діапазон, метастабільний аустеніт, багатий на вуглець, починає перетворюватися на мартенсит, індукований деформацією. На ділянці плато напруга майже не зростає, але деформація продовжується через мартенситне перетворення.

Таким чином, технологія аустемперування дозволяє отримати чавун ADI з унікальними властивостями завдяки тріп-ефекту. Ми маємо порівняно недорогий за собівартістю метал (з чудовою рідкотекучістю для лиття конструкцій), який не лише витримує великі навантаження, але й стає міцнішим саме тоді, коли це найбільше потрібно, – метал «підлаштовується» під навантаження та буквально «підсилює сам себе». Тріп-ефект використовується для підвищення: деформованості (за рахунок додаткового видовження) та міцності (через мартенситне зміцнення). Це явище характерне для аустемперованих чавунів ADI, а також для деяких сталей з залишковим аустенітом (наприклад, TRIP-сталі). Завдяки TRIP-ефекту ADI поєднує високу міцність і пластичність, що робить його придатним для відповідальних вузлів, в т. ч. броньованих конструкцій, які повинні витримувати екстремальні (стресові) умови [3].

Дослідження виконано за договором 226 (166/24) від 22.02.2024 про наукове співробітництво між Фізико-технологічним інститутом металів та сплавів НАН України та Вінницьким національним технічним університетом.

Список використаних джерел:

1. Keough J. AFS Hoyt memorial lecture: innovate or die. *Modern Casting*. 2023. September. P. 33-37. URL: <https://www.moderncasting.com/node/2488>.
2. Weidner A., Hangen U.D. & Biermann H. Nanoindentation measurements on deformation-induced α' -martensite in a metastable austenitic high-alloy CrMnNi steel. *Philosophical Magazine Letters*. 94(8), 522 – 530. <http://dx.doi.org/10.1080/09500839.2014.941027>.
3. Дорошенко В.С. Проектування технологій лиття захисних та зносостійких конструкцій з ізотермічно загартованого високоміцного чавуну. *Процеси лиття*. 2019. № 1. С. 31 – 43.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СИСТЕМІ Fe–Ti ПІД ВПЛИВОМ ТЕРМОЦИКЛУВАННЯ

Яремій І.П., Яремій С.І., Уманців І.М., Макогін М.П.

Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника, Івано-Франківськ

Матеріали системи Fe–Ti представляють інтерес для створення зносостійких, антифрикційних і конструкційних матеріалів завдяки можливості зміцнення залізної матриці шляхом введення титану та утворення інтерметалідних фаз. Актуальним є дослідження впливу термоциклування в інтервалі температур поліморфних перетворень (850–950 °С), що дозволяє інтенсифікувати процес спікання та контролювати формування мікроструктури.

Для дослідження використовували порошки заліза та титану з атомним співвідношенням Fe:Ti = 1:1. Спікання здійснювали в режимі термоциклування при 3, 6, 9, 12, 15 та 18 циклах в діапазоні температур 850–950°С. Контроль фазового складу проводився методом X-променевого структурного аналізу на дифрактометрі ДРОН-3, металографічний аналіз проводився на металографічному мікроскопі ММР-4, мікротвердість зразків визначалася з допомогою мікротвердоміра ПМТ-3, магнітна мікроструктура – методом месбауерівської γ -резонансної спектроскопії.

X-променевий фазовий аналіз показав, що на ранніх стадіях термоциклування основними фазами були α -Fe та α -Ti. При збільшенні кількості термоциклів спостерігалось утворення інтерметалідів FeTi та Fe₂Ti. Вміст інтерметалідів зростає зі збільшенням кількості термоциклів.

Месбауерівські спектри (рис.1) засвідчили наявність магнітовпорядкованих фаз α -Fe, твердого розчину Ti в α -Fe та інтерметаліду Fe₂Ti, а також парамагнітної компоненти спектру, пов'язаної з фазою FeTi та твердими розчинами.

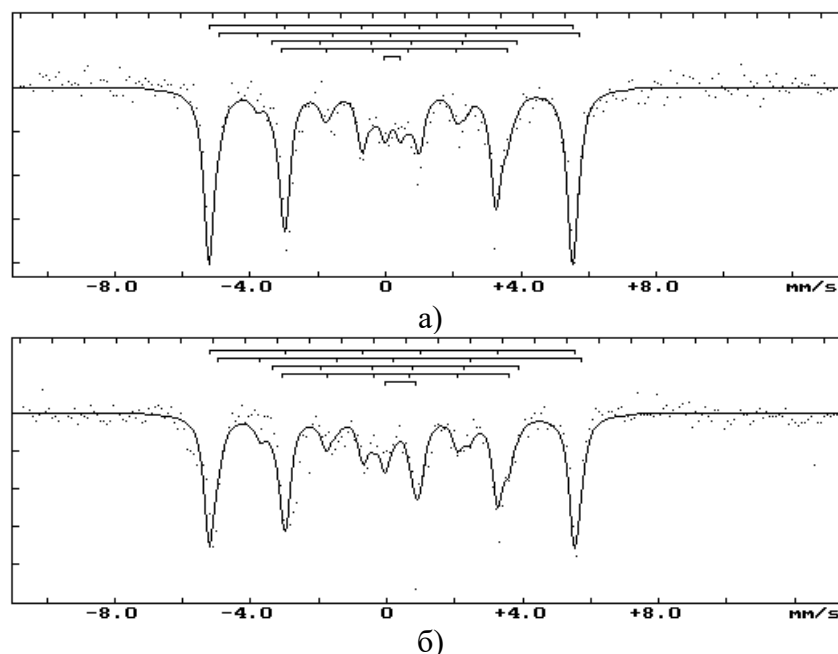


Рис.1. Месбауерівські спектри, отримані від зразків складу Fe-50%Ti-50%, після спікання при 3 (а) та 15 (б) термоциклах.

Металографічний аналіз виявив наявність світлих зерен α -Fe, навколо яких утворювався тонкий шар твердого розчину Ti в Fe із підвищеною мікротвердістю (рис. 2). Границі зерен містили інтерметаліди Fe₂Ti. Збільшення кількості термоциклів призводило до

зростання кількості та ущільнення розподілу цих фаз, та утворення дифузійного бар'єру, що гальмувало подальшу міграцію атомів титану.

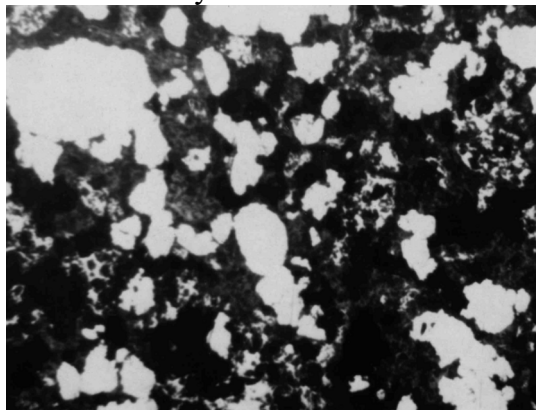


Рис. 2. Загальний вигляд середини зразка (3 термоцикли)

Мессбауерівський аналіз дав можливість встановити, що при 15 термоциклах спостерігається значна частка (42%) твердого розчину титану в α -Fe в порівнянні із 6% при 3 термоциклах. Цей факт частково суперечить попередньому, однак пояснити його можна наступним чином. Значна концентрація титану в приповерхневому шарі заліза приводить до утворення інтерметаліда TiFe_2 , зерна якого перешкоджають подальшій дифузії атомів титану в залізо. При певній концентрації TiFe_2 вміст інтерметаліда не зростає і подальший процес спікання в режимі термоциклювання приводить до більш рівномірного розподілу атомів титану по об'єму зерен заліза, в результаті чого спостерігається ріст вмісту твердого розчину титану в α -Fe.

Таким чином, поєднання методів рентгенофазового аналізу, мікроскопії, вимірювання мікротвердості та мессбауерівської спектроскопії дозволяє комплексно охарактеризувати перетворення в системі Fe–Ti під час термоциклювання.

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ФІНІШНОЇ ОБРОБКИ

Ярошевич М. П., д.т.н., проф., Майко Т.М.

Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, Україна

Сили, що діють у процесі торцевого шліфування, визначаються за допомогою аналітичних залежностей. Загальна модель силового навантаження записується так:

$$F = k_s \cdot A_c \cdot v_s^m \cdot v_w^n \cdot d_p^p,$$

де:

k_s – коефіцієнт шліфування (залежить від матеріалу заготовки, абразивного круга, режимів обробки);

A_c – контактна площа між абразивним кругом і заготовкою;

v_s^m – швидкість обертання шліфувального круга;

v_w^n – швидкість подачі заготовки;

d_p^p – глибина шліфування;

m, n, p – емпіричні коефіцієнти, визначені експериментально.

Для нормальної та тангенціальної сил:

$$F_n = k_n \cdot A_c \cdot v_s^{m_1} \cdot v_w^{n_1} \cdot d_p^{p_1};$$

$$F_t = k_t \cdot A_c \cdot v_s^{m_2} \cdot v_w^{n_2} \cdot d_p^{p_2}.$$

Співвідношення між нормальними та тангенціальними силами визначається коефіцієнтом тертя в зоні контакту:

$$\mu = \frac{F_t}{F_n},$$

де μ – коефіцієнт тертя між абразивним кругом і оброблюваною поверхнею.

Фактори, що впливають на сили шліфування:

1. Матеріал заготовки – більш тверді матеріали створюють більші сили.
2. Зернистість круга – чим дрібніше зерно, тим менше нормальне навантаження.
3. Швидкість круга та подачі – при збільшенні швидкості обертання сили можуть змінюватися залежно від режиму роботи.

4. Глибина різання – збільшення глибини призводить до зростання сил шліфування.

Ця модель допомагає прогнозувати навантаження в процесі торцевого шліфування, що важливо для підбору оптимальних режимів обробки.

Математична модель формування шорсткості при торцевому шліфуванні. Шорсткість поверхні після шліфування визначається рядом факторів, таких як зернистість абразивного круга, режими шліфування, кінематика процесу та матеріал оброблюваної деталі.

Основні параметри, що впливають на шорсткість

1. Розмір абразивного зерна (d_z) – чим більше зерно, тим більша шорсткість.
2. Глибина різання (d_p) – при збільшенні глибини зростає висота мікронерівностей.
3. Швидкість подачі (v_w) – впливає на траєкторію зерен і характер утворених мікронерівностей.
4. Швидкість круга (v_s) – визначає кінематичний малюнок поверхні.
5. Коефіцієнт накладання слідів зерен (λ) – залежить від кількості активних ріжучих зерен.

Математична модель для параметра шорсткості Ra .

Одним із основних параметрів шорсткості є середнє арифметичне відхилення профілю (Ra). Для його визначення при торцевому шліфуванні використовується така емпірична залежність:

$$Ra = C \cdot d_z^m \cdot v_w^n \cdot v_s^p \cdot d_p^q,$$

де:

C – емпіричний коефіцієнт, що враховує тип абразиву та характеристики інструмента;

d_z – середній розмір абразивного зерна;

v_w – швидкість подачі заготовки;

v_s – швидкість обертання шліфувального круга;

d_p – глибина різання;

m, n, p, q – емпіричні коефіцієнти, що визначаються експериментально.

Оцінка теоретичної шорсткості R_{th} .

Ідеалізована (геометрична) модель шорсткості базується на формуванні профілю нерівностей слідами зерен:

$$R_{th} = \frac{d_z^2}{8r_e},$$

де: r_e – ефективний радіус контакту зерен, що залежить від геометрії круга та способу його правки.

Для торцевого шліфування цей радіус можна оцінити через кінематику процесу:

$$r_e = \frac{v_s}{2\pi v_w}.$$

Практичне використання моделі.

1. Оптимізація зернистості круга – зменшення d_z дає меншу шорсткість, але може збільшити знос інструмента.

2. Регулювання режимів шліфування – при зменшенні швидкості подачі v_w і збільшенні швидкості круга v_s можна досягти меншої шорсткості.

3. Правка круга – правильна форма та частота правки впливають на r_e , що важливо для забезпечення стабільної якості поверхні.

МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ ЕФЕКТУ САМОСИНХРОНІЗАЦІЇ У БІГАРМОНІЧНОМУ ВІБРОПРИВОДІ

Ярошевич М.П., *д.т.н., професор, ID ORCID 0000-0002-2436-5608*

Ярошевич Т.С., *к.т.н., доцент, ID ORCID 0000-0001-8003-5608*

Луцький національний технічний університет

Зазвичай ефективність технологічних процесів помітно зростає при використанні вібромашин з бігармонічним законом коливань робочого органу. Для збудження двочастотних коливань використовують дебалансний чотиривальний вібратор, віброзбудники якого зв'язані кінематичними передачами [1]. Такими вібраторами, зокрема, оснащено конструкції вібраційних конвеєрів, гуркотів, вібросит, сепараторів та концентраційних столів. Проте, відомо, що кінематична примусова синхронізація має низку суттєвих недоліків [2, 3].

Мета дослідження – показати практичну можливість використання у вібромашинах з поступальними коливаннями робочого органу бігармонічного віброприводу з кінематично незв'язаними віброзбудниками.

Досліджується самосинхронізація інерційних віброзбудників бігармонічного чотиривального вібратора. Останній складається з двох пар інерційних віброзбудників, кутова швидкість обертання однієї з яких удвічі вища від іншої; віброзбудники в парах номінально однакові та обертаються у протилежних напрямках. Аналізуються випадки часткового та повного усунення кінематичних передач у чотиривальному вібраторі. Перший досліджуваний випадок – самосинхронізація віброзбудників з однаковими кутовими швидкостями; при цьому, віброзбудники з кратними швидкостями залишаються з'єднаними передачами. Другий випадок – самосинхронізація усіх віброзбудників у віброприводі.

Для досліджень використані методи прямого розділення рухів та інтегрального критерію стійкості синхронних рухів [3].

В результаті досліджень отримано основні рівняння вібраційної механіки, які описують повільні процеси встановлення синхронних режимів обертання віброзбудників; формули для вібраційних моментів, що характеризують динамічний зв'язок між віброзбудниками; умови існування та стійкості синфазного режиму обертання віброзбудників у парах. Аналізується стабільність розглядуваного синхронного режиму руху. Показано, що в першому досліджуваному випадку стабільність синхронного режиму руху є високою. Вона, приблизно така сама, як у вібромашин з двома інерційними віброзбудниками, які обертаються у протилежних напрямках. Відомо, що саме вібромашини з віброзбудниками, що самосинхронізуються, знайшли найбільш широке практичне застосування. У другому випадку, незважаючи на існуючий динамічний зв'язок між збудниками з кратними кутовими швидкостями, стабільність синхронного режиму невисока. Водночас показано, що обертання збудників відбувається зі сталим зсувом фаз щодо вібрації несучого тіла. Цей факт робить можливим практичне використання бігармонічного вібропривода з кінематично не зв'язаними віброзбудниками.

Надаються рекомендації щодо вибору параметрів віброприводу. Аналітичні результати підтверджуються чисельним моделюванням явища самосинхронізації бігармонічних збудників.

Список літератури

1. Blekhman I.I., Blekhman L.I., Dresig H. et al. Selected Topics in Vibrational Mechanics. Singapore at al.: World Scientific, 2004, 409 p.
2. Ярошевич М.П., Ярошевич Т.С. Динаміка розбігу вібраційних машин з дебалансним приводом. Монографія, 2010. Луцьк: ЛНТУ. 147с.
3. Yaroshevich N., Yaroshevich T. et al. On the effect of vibrational capture of rotation of an unbalanced rotor. Mathematical Models in Engineering, 2023. Vol. 9, No. 2, pp. 81–93.

ІНТЕРНЕТ РЕЧЕЙ (ІОТ) У ТРАНСПОРТІ

Ящинський Л.В., канд. фіз.-мат. наук, доцент,
Захарчук Д.А., канд. фіз.-мат. наук, доцент,
Федосов С.А., д-р фіз.-мат. наук, професор,
Лісецький М., студент ЛНТУ

Луцький національний технічний університет

Інтернет речей IoT (Internet of Things) – це концепція взаємодії фізичних об'єктів через мережу для обміну даними в реальному часі. Сучасні технології IoT у транспорті застосовуються для відстеження технічного стану автомобілів, оптимізації маршрутів та управління транспортними парками. Однією з основних переваг IoT у транспорті є можливість постійного моніторингу стану транспортного засобу. Завдяки датчикам, інтегрованим у ключові системи автомобіля, такі як двигун, трансмісія, гальма та підвіска, можна збирати дані про температуру двигуна, рівень пального, стан гальмівних колодок, рівень зношення шин і таке інше. Дані передаються в реальному часі через мережу на центральний сервер або мобільний додаток, що дозволяє вчасно виявляти несправності, планувати ремонтні роботи та уникати аварійних ситуацій. Така система зменшує витрати на технічне обслуговування, оскільки дозволяє переходити від регулярного обслуговування до обслуговування «за станом». Крім того, використання IoT сприяє підвищенню безпеки на дорозі, адже автомобіль з несправностями може бути швидко виявлений і виведений із експлуатації.

Іншою важливою складовою IoT у транспорті є можливість підключення транспортних засобів до хмарних платформ. Хмарні сервіси збирають дані з GPS-навігаторів, дорожніх камер, сенсорів трафіку та інших джерел для аналізу дорожньої ситуації в режимі реального часу. Володіння такою інформацією має ряд переваг. Серед них:

- 1) економія часу – водії отримують рекомендації щодо найшвидших або найзручніших маршрутів залежно від заторів, ремонтів доріг чи погодних умов;
- 2) економія пального – вибір оптимального маршруту дозволяє зменшити витрати на пальне;
- 3) зниження викидів CO₂ – розробка «екологічно дружніх» маршрутів сприяє зменшенню впливу на довкілля.

Для великих компаній, які мають у своєму розпорядженні десятки чи навіть сотні транспортних засобів, IoT забезпечує централізоване управління транспортним парком. Основні функції таких систем включають: контроль місцезнаходження транспортних засобів у реальному часі, аналіз витрат пального кожним автомобілем, прогнозування технічного обслуговування, аналіз ефективності водіїв (швидкість, манера водіння).

Попри численні переваги, існують і певні виклики впровадження IoT у транспортній сфері. До них можна віднести високу вартість. Інтеграція IoT-технологій потребує значних початкових інвестицій в обладнання та програмне забезпечення. Крім того, передача великої кількості інформації через мережу створює ризик кібератак. До того ж транспортні засоби різних виробників можуть мати несумісне обладнання, що ускладнює його інтеграцію. І на сам кінець – для обслуговування IoT-систем потрібні висококваліфіковані фахівці. Проте постійний розвиток технологій і зниження вартості IoT-рішень сприяють поступовому подоланню цих перешкод.

Інтернет речей у транспорті є потужним інструментом, що дозволяє підвищити ефективність, безпеку та екологічність перевезень, а також оптимізацію маршрутів і управління транспортними парками.

Список посилань

1. <https://hub.kyivstar.ua/articles/shho-take-iot-platforma-i-yake-ii-priznachennya>.
2. <http://edu.asu.in.ua/mod/book/tool/print/index.php?id=112>.